

Diana Beatriz Ferreira Barbosa

Otimização do processo de produção em fundição de modelo de cera perdida vazado em carapaça cerâmica de um componente para a indústria automóvel

Orientador FEUP: *Professor Doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro*

Orientador Zollern: *Mestre Engenheiro Bruno Rodrigues*

**Dissertação realizada no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia
Metalúrgica e de Materiais**

Porto, 31 de julho de 2015

“Success is finding satisfaction in giving a little more than you take”

Christopher Reeve

Agradecimentos

Porque este trabalho representa o fim de um percurso, traçado por mais de 17 anos e que culmina na minha educação, treino e aprendizagem, haveria muitos mais nomes, de colegas, mentores e amigos a quem era mais que merecido deixar uma palavra humilde de profundo agradecimento. Perante a impossibilidade de citar todos, gostaria de agradecer ao Engº Virgílio Oliveira a possibilidade de realização deste estágio e a toda a família Zollern & Comandita, Portugal.

No ambiente empresarial, alguns nomes carecem forçosamente de um agradecimento especial, entre eles: o Engº Bruno Rodrigues, pelo seu incessante auxílio, quer no desenvolvimento da dissertação, quer no meu enquadramento no seio industrial; os Engºs Rui Félix, Bruno Alves, João Gomes e Miguel Ribeiro pela constante disponibilidade e partilha de conhecimentos; o departamento de qualidade pela empatia e colaboração com que de perto me acompanharam; o departamento do planeamento pela convivência e ambiente proporcionado; e todos os colaboradores que me apoiaram com uma amabilidade e simpatia ímpar.

Um agradecimento de destaque ao Professor Doutor Carlos Silva Ribeiro pela verdadeira dedicação empregue como professor e orientador ao longo desta etapa.

À Tânia e ao João, não posso deixar de agradecer a amizade partilhada onde sempre encontrei a palavra reconfortante, a atitude positiva e a genuína preocupação.

Para o Rui, não me pretendo adiantar, porque meras palavras são insuficientes para me aproximar de um agradecimento justo da cumplicidade, dedicação, apoio, motivação e companhia partilhada neste inesquecível percurso.

Aos meus avós (Beatriz e Abílio), ao meu pai e à minha irmã que sem quaisquer barreiras estiveram sempre presentes, dando tantas vezes muito mais do que o que podiam e outras tantas sendo mais do que aquilo que sabiam ser.

Endereço o meu último voto de agradecimento à minha mãe, a quem gostaria de dedicar este trabalho, uma vez que realizo hoje um dos seus grandes sonhos.

Resumo

O objetivo do presente trabalho, assenta na necessidade de estudar um defeito de fundição, a fissuração, que surge de forma frequente, num componente denominado por *Spindel*, produzido na empresa Zollern & Comandita. Visando com a realização deste estudo uma abordagem detalhada, a dissertação foi estruturada recorrendo a um *layout* específico para o estudo de defeitos esporádicos, que contempla duas fases principais: o diagnóstico e a resolução. No diagnóstico, recorrendo a ensaios de Líquidos Penetrantes, DSC e SEM, bem como a uma análise metalográfica adequada, evidenciou-se que o defeito em questão se encontrava associado ao fenómeno de fissuração a frio, cuja origem estaria na solicitação mecânica sofrida pelos componentes durante determinadas etapas do processo de fabrico. Nesse sentido, foi desenvolvido e testado um plano de medidas com o objetivo de atenuar o efeito negativo da solicitação mecânica na integridade dos componentes, onde no final, comprova-se que a medida mais interessante para aplicação industrial é a redução da solicitação mecânica durante a etapa de abate da carapaça, não só pela eficácia no solucionamento da fissuração a frio, mas também mediante o ponto de vista económico, visto que se traduz numa redução superior a 90% do número de peças sucataadas por fissuração.

PALAVRAS-CHAVE: *Investment casting*, aço inoxidável, fissuração, *Cold Cracking*.

Abstract

The main purpose of this writing lays on the need to study the casting defect - cracking - which frequently occurs during the production of a casting part, named Spindel, in the industrial unit of Zollern & Comandita. Looking to provide a detailed approach, this thesis was structured taking in account a specific layout for the study of sporadic defects, which is divided in two different stages: diagnosis and solution. During the diagnosis stage, through the use of Liquid Penetrant Inspection, DSC, SEM and Metallographic Analysis it was clear that the defect was linked to the Cold Cracking phenomenon, caused by the mechanical stress induced on the casting parts during its production. Therefore, a plan of action was developed and tested with the intent of reducing the effect of the mechanical stress on the casting parts' integrity. At the end, having also taken into consideration the economical point of view, it was verified that, the most effective action was lowering the mechanical stress during the ceramic shell braking operation, once with the establishment of this action it was guaranteed a reduction of more than 90% of the number of casting parts scrapped, due to cracking.

KEYWORDS: *Investment casting, stainless steel, cracking, Cold Cracking.*

Índice

AGRADECIMENTOS	V
RESUMO	VII
ABSTRACT	IX
LISTAS DE FIGURAS.....	XIII
LISTA DE TABELAS	XVI
LISTA DE ACRÓNIMOS	XVII
CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO.....	1
1.1. ENQUADRAMENTO DO CASO DE ESTUDO	1
1.2. INTRODUÇÃO À EMPRESA ZOLLERN & COMANDITA	2
1.3. INTRODUÇÃO AO PROJETO	3
1.4. OBJETIVOS E MOTIVAÇÃO DO TRABALHO	4
1.5. ORGANIZAÇÃO E TEMAS ABORDADOS.....	4
CAPÍTULO 2 - SÍNTESE DO ESTADO DA ARTE.....	5
2.1. FUNDIÇÃO DE CERA PERDIDA VAZADO EM CARAPAÇA CERÂMICA	5
2.1.1. <i>Conceção do modelo</i>	6
2.1.2. <i>Produção das carapaças cerâmicas</i>	9
2.1.3. <i>Remoção do modelo</i>	13
2.1.4. <i>Queima, sinterização e pré aquecimento</i>	14
2.1.5. <i>Métodos de Vazamento</i>	15
2.1.6. <i>Operações pós-vazamento</i>	16
2.1.7. <i>Defeitos de fundição</i>	20
2.2. SOLIDIFICAÇÃO.....	21
2.2.1. <i>Macroestrutura</i>	22
2.3. AÇOS INOXIDÁVEIS VAZADOS	23
2.3.1. <i>Aços inoxidáveis vazados resistentes a altas temperaturas</i>	24
2.4. SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	25
2.4.1. <i>Microestrutura</i>	27
CAPÍTULO 3 - DIAGNÓSTICO DO PROBLEMA	29
3.1. CONSTATAÇÃO DO PROBLEMA	29
3.1.1. <i>Spindel</i>	29
3.1.2. <i>Compilação de dados</i>	31
3.1.3. <i>Simulação de enchimento e solidificação</i>	33

3.1.4.	<i>Estudo do defeito num cacho</i>	36
3.1.5.	<i>Estudo do defeito numa O.F.</i>	38
3.2.	IDENTIFICAÇÃO DE SINTOMAS	39
3.2.1.	<i>Discussão e apresentação de resultados</i>	39
3.3.	CARACTERIZAÇÃO E DEFINIÇÃO DO PROBLEMA	40
3.3.1.	<i>Caracterização metalográfica</i>	40
3.3.2.	<i>Caracterização química</i>	43
3.3.3.	<i>Definição da fissura</i>	45
CAPÍTULO 4 - ABORDAGEM DE RESOLUÇÃO		46
4.1.	DETERMINAÇÃO E ANÁLISE DAS POSSÍVEIS CAUSAS	46
4.2.	ADOÇÃO DE MEDIDAS CORRETIVAS	49
4.2.1.	<i>Plano de medidas proposto</i>	49
4.2.2.	<i>Apresentação e discussão dos resultados do plano de medidas proposto</i>	52
4.3.	ANÁLISE ECONÓMICA DA IMPLEMENTAÇÃO DAS MEDIDAS SELECIONADAS	57
4.3.1.	<i>Redução da solicitação mecânica</i>	57
4.3.2.	<i>Banho de Cobalto</i>	57
CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES		58
5.1.	CONSIDERAÇÕES FINAIS	59
CAPÍTULO 6 - SUGESTÕES PARA TRABALHO FUTUROS		59
CAPÍTULO 7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS		61
ANEXOS		64

Listas de figuras

Figura 1 - Instalações da Zollern & Comandita, Portugal [6].	2
Figura 2 - Representação esquemática de um turbo com ênfase para a posição do eixo 1435 [8].	3
Figura 3 - Mapa de análise de defeitos, (adaptado de [14]).	5
Figura 4 - Representação esquemática sequencial das etapas comuns num processo de fundição com modelo de cera perdida vazado em carapaça cerâmica [14].	6
Figura 5 - Representação esquemática sequencial das principais etapas realizadas no Sector da Injeção e Colagem da ZCP.	8
Figura 6 - Representação esquemática sequencial das etapas realizadas no Sector da Cerâmica da ZCP.	11
Figura 7 - Representação esquemática do avanço da solidificação, admitindo o fenómeno de transferência de calor para a cavidade moldante, de um fundido.	21
Figura 8 - Representação esquemática da macroestrutura genérica de um fundido.	22
Figura 9 - Secção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% de Fe, com identificação dos modos de solidificação, A, AF, FA e F [27].	26
Figura 10 - Representação esquemática do crescimento e coalescência dos braços dendríticos durante o processo de solidificação[30].	28
Figura 11 - Diagrama TTT das várias fases passíveis de formação de ligas resistentes a altas temperaturas [24].	28
Figura 12 - Modelo atual do cacho da FN 7,374 na ZCP.	29
Figura 13 - Representação esquemática dos tipos de empeno suscetíveis de ocorrência na FN 7,374.	30
Figura 14 - Histórico da taxa de refugo da FN 7,374 desde o início da sua produção na ZCP.	32
Figura 15 - Ponderação dos defeitos reportados, responsáveis pelo refugo apresentado no gráfico anterior.	32
Figura 16 - Fissura detetada com a realização de um ensaio de LP a uma peça da FN 7,374.	33
Figura 17 -Blank simulation analisada segundo o output de hot spot.	35

Figura 18 - Simulação da gitagem atual da FN 7,374, analisada segundo o output da porosity.	35
Figura 19 - Vista de topo da simulação da gitagem atual da FN 7,374, analisada segundo o output da fraction solid.	36
Figura 20 - Vista de topo da simulação da gitagem atual da FN 7,374, analisada segundo o output da microporosity.	36
Figura 21 - Representação esquemática do procedimento adotado para o estudo do defeito num cacho.	37
Figura 22 - Representação do procedimento adotado para o estudo do defeito numa O.F.....	38
Figura 23 - (à esquerda) Exposição da fissura presente na amostra 21 segundo a secção longitudinal da peça; (à direita) clusters de microrechupes presentes na proximidade da zona de fissuração.	41
Figura 24 - (à esquerda) Resultado do macroataque realizado na secção longitudinal da amostra 2; (à direita) exposição da fissura presente na amostra 21 segundo a secção longitudinal da peça, depois de realizado o macroataque.	41
Figura 25 - Exposição da fissura presente na amostra 21, segundo a secção longitudinal da peça depois de realizado o microataque (Villela's reagent).	42
Figura 26 - Exposição da fissura presente na amostra 21 e análise do seu conteúdo em modo DF sob iluminação ultravioleta.	43
Figura 27 - Apresentação de três secções transversais de amostras com a presença de microrechupes.	43
Figura 28 - Fratura imposta nas duas amostras para análise em SEM.	44
Figura 29 - (à esquerda) Resultado de SEM que evidencia a presença de microrechupes na superfície da zona de fratura (à direita) Resultado de SEM que evidencia a presença de um filme disperso na superfície da zona de fratura.	44
Figura 30 - Procedimento adotado na identificação dos tipos de empeno suscetíveis da FN 7,374.	47
Figura 31 - Resultados obtidos com as diferentes simulações realizadas no SimulationXpress Analysis do SolidWorks para os vários tipos de empeno. ...	48
Figura 32 - Representação esquemática dos momentos sentidos ao longo da peça durante o abate da carapaça cerâmica.....	49

Figura 33 -Microescrtutura próxima da região correspondente ao aparecimento comum de fissura, revelada pelo microataque Villela's reagent, de: (à esquerda) uma amostra íntegra de produção normal, (ao centro) uma amostra íntegra com adição de inoculante e (à direita) uma amostra íntegra cuja primeira camada é de Banho de Cobalto.....	55
Figura 34 - Vista de topo da simulação do sistema de gitagem da FN 7,374 analisada segundo o output da microporosity (à esquerda) atual e (à direita) proposto.....	55
Figura 35 - Contraste entre as percentagens de peças fissuradas e empenadas das medidas propostas validadas experimentalmente e das percentagens relativas ao procedimento normal.	56

Lista de tabelas

Tabela 1 - Composição química qualitativa dos Banhos e Pré-mergulhos disponibilizados pela empresa no Sector da Cerâmica	10
Tabela 2 - Principais ligas vazadas e respectivas temperaturas de vazamento empregues na ZCP	16
Tabela 3 - Média e respetivo desvio padrão dos resultados obtidos no estudo do defeito numa O.F..	39
Tabela 4 - Média e respetivo desvio padrão dos resultados obtidos no estudo do defeito num cacho.	40
Tabela 5 - Tipos de empenos e respectivas frequências médias da FN 7,374 ..	48
Tabela 6 - Média dos resultados obtidos com a utilização de uma carga de abate de 2 Bar em contraste com os obtidos segundo o procedimento normal (5 Bar).	53
Tabela 7 - Resultados obtidos com as medidas de redução do tamanho de grão (Adição de inoculante e Banho de Cobalto) em contraste com os obtidos segundo o procedimento normal (5 Bar).	54

Lista de acrónimos

ZCP - Zollern & Comandita, Portugal

FN - *Fertigungsnummer* (Número de produção)

MPI - Mueller Phipps International, Inc

O.F. - Ordem de Fabrico

SAG - Sistema de Alimentação e Gitagem

TIG - *Tungsten Inert Gas*

CIATF - Comité Internacional das Associações Técnicas de Fundição

LP - Líquidos Penetrantes

ACI - *Alloy Casting Institute*, atualmente, *Steel Founder's Society of America*

DSC - *Differential Scanning Calorimetry* (Calorimetria Diferencial de Varrimento)

DF - *Dark Field* (Campo Escuro)

BF - *Bright Field* (Campo Claro)

SEM - *Scanning Electron Microscopy* (Microscopia Eletrónica de Varrimento)

EDS - *Energy Dispersive Spectroscopy* (Espectroscopia por Dispersão de Raios-X)

WDS - *Wavelength Dispersive Spectroscopy* (Espectroscopia por Dispersão de comprimento de onda)

Capítulo 1 - Introdução

1.1. ENQUADRAMENTO DO CASO DE ESTUDO

A indústria de fundição é, provavelmente, a indústria de transformação metalúrgica mais versátil do mercado. Dentro desta, a prática de fundição com modelo de cera perdida, vazado em carapaça cerâmica (em anlgo-saxonico *investment casting*), representa um dos modos mais antigos desta indústria. Assim, conhecido há mais de 5000 anos, apresenta como principal diferença relativamente ao processo de fundição convencional a forma de produção da cavidade moldante, permitindo uma maior liberdade geométrica e tolerâncias mais exigentes [1, 2].

Nesta técnica a cavidade moldante é produzida através da aplicação de uma pasta cerâmica em torno de um modelo descartável adquirindo a sua forma. Posteriormente, o conjunto é submetido a uma alta temperatura que lhe confere resistência mecânica e permitindo, por sua vez, a extração do modelo [1, 2].

Embora seja possível a obtenção da cavidade moldante por meio de dois processos, o processo de molde sólido apresenta poucas aplicações de engenharia, sendo o processo de carapaça cerâmica, a tecnologia predominante [1, 2].

A complexidade, o *near-net-shape*, a ampla gama de ligas operáveis, bem como as apertadas tolerâncias dimensionais características deste processo, proporcionaram a sua perfeita integração em grandes indústrias como a aeronáutica, a aeroespacial e a automóvel. Uma liga sujeita a este tipo de processamento e sobejamente conhecida e aplicada, nas indústrias referidas, é o aço inoxidável que, de acordo com a sua composição química e propriedades, é concebido para operar em condições de serviço severas, quer em resistência à corrosão, quer em resistência a altas temperaturas [1, 2].

Das três indústrias referidas, a indústria automóvel, traduz-se numa das mais importantes indústrias mundiais, tendo sido responsável pela produção de mais de 89 milhões de automóveis em 2014 e no sentido de atender este volume de produção é responsável pela criação de emprego de mais de 9 milhões de pessoas, o que representa mais de 5% do emprego industrial a nível mundial. Assim, por forma a alcançar uma maior competitividade no mercado, a fundição de precisão, deve

reunir esforços no sentido de minimizar os custos de produção face a outras tecnologias [3, 4].

É neste enquadramento, que o controlo e minimização de desperdícios, nomeadamente, a diminuição das etapas de recuperação bem como a taxa interna de refugo se verificam imperativas.

1.2. INTRODUÇÃO À EMPRESA ZOLLERN & COMANDITA

A Zollern & Comandita (ZCP) é uma empresa que atua na área da fundição de precisão pelo processo de fundição de modelo de cera perdida vazado em carapaça cerâmica [1, 5].

A empresa integra o grupo alemão Zollern sediado na Alemanha (Laucherthal) que opera com 15 unidades fabris espalhadas pela Europa, América e Ásia, empregando mais de 3 000 colaboradores mundialmente e possuindo um volume de negócios anual que ronda os 500 milhões de euros [6, 7].

Localizada na freguesia de Vermoim a norte do centro do conselho da Maia, a fábrica portuguesa do grupo, com instalações que se estendem por mais de 25.000 m² (ver Figura 1), constitui a única empresa técnica de fundição de cera perdida de Portugal. A Zollern & Comandita iniciou o seu funcionamento em 1991 e consiste numa unidade de produção do sector de fundição por cera perdida alemão cuja operação se direciona para a produção peças técnicas segundo requisitos e especificações do cliente [5, 7].



Figura 1 - Instalações da Zollern & Comandita, Portugal [6].

A fábrica fornece componentes que variam de 1 g até 20 Kg em lotes compreendidos entre 5 até 100.000 unidades e para tal, trabalha com uma considerável variedade

de ligas que se enquadram na exigência dos seus principais mercados, entre eles, a indústria automóvel, aeronáutica, médica, etc [5, 6].

Atualmente, a empresa conta com 165 colaboradores e uma produção direcionada para a indústria automóvel (aproximadamente, 60%) [5-7].

1.3. INTRODUÇÃO AO PROJETO

O objeto alvo de estudo ao longo do trabalho, trata-se de um componente da indústria automóvel, denominado de Eixo 1435 ou *Spindel*, que opera dentro da válvula de escape de um turbocompressor, e é composto pela placa e pelo veio (assim designados no decorrer do trabalho), como mostra a Figura 2. Na empresa, mais especificamente, a peça corresponde à FN7,374.

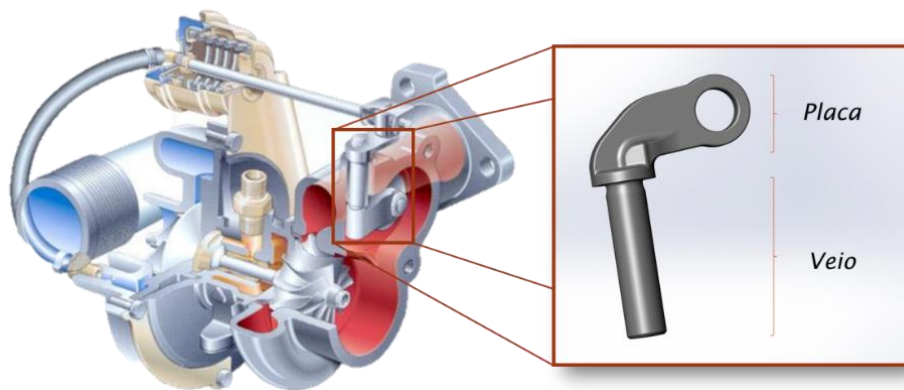


Figura 2 - Representação esquemática de um turbo com ênfase para a posição do eixo 1435 [8].

Admitindo que a potência de um motor é proporcional à quantidade de ar e de combustível que entram nos cilindros de combustão, facilmente se entende que a incorporação de um dispositivo que permite entrada de uma maior massa de ar nos cilindros, que recorre, para o efeito, ao reaproveitamento dos gases resultantes da combustão, tenha despoletado um grande interesse, na década de 30, a surgir no mercado [9, 10].

O princípio de funcionamento do dispositivo assenta no direcionamento dos gases resultantes para uma turbina que se encontra ligada a uma roda compressora, que por sua vez comprime o ar, promovendo uma maior densidade do mesmo. Ao aspirar o mesmo volume de ar, atendendo a esta compressão, o motor recebe mais comburente, o que permite uma maior quantidade combustível a ser queimado e consequentemente um aumento na potência fornecida pelo motor [9, 11].

A válvula de escape, que é parte integrante do turbo, trata-se de uma válvula da turbina. Esta tem como função desviar uma porção dos gases de exaustão que recebe em vez de os direcionar na sua totalidade para a turbina, o que permite o controlo da quantidade de energia que é fornecida ao compressor e, desta forma, o controlo da velocidade do turbo [11, 12].

1.4. OBJETIVOS E MOTIVAÇÃO DO TRABALHO

O desenvolvimento deste trabalho teve como objetivo a caracterização e diagnóstico do problema de fissuração, com o intuito de entender as suas origens, de forma a possibilitar a proposta de alterações no processo que reduzissem e controlassem a frequência do mesmo. Visando o contexto da dissertação em ambiente empresarial, surgiu o interesse de transformar a pesquisa elaborada num plano de medidas de ação economicamente favoráveis.

1.5. ORGANIZAÇÃO E TEMAS ABORDADOS

A presente dissertação encontra-se organizada em 8 capítulos, por sua vez, segmentados nas respetivas secções

No capítulo 1, numa extensão de 5 páginas, encontra-se toda a introdução ao trabalho elaborado, bem como a exposição dos objetivos e motivação que incentivaram a realização do mesmo.

No capítulo 2, compreendido entre as páginas 5 e 28, é apresentada a síntese do estado de arte que, fomenta e suporta os principais conceitos, necessários para a elaboração do trabalho experimental.

Nos capítulos 3 e 4, entre as páginas 29 e 58, baseado num estudo realizado por *Timotee* e *Helmut*, são debatidos o diagnóstico e as abordagens de resolução da problemática em estudo [13].

Segundo os autores, os defeitos de fundição em processo controlado, são categorizados de duas formas: os defeitos crónicos, que são de longo prazo e são solucionados por meio da execução de um *design* de experiências e os defeitos aleatórios, que são originados por mudanças súbitas dos parâmetros inerentes ao processo. A caracterização referida deste segundo tipo de defeitos, para além de

transcrever o tipo de defeito em estudo, representa o mais problemático e complexo tipo de defeitos a solucionar, na medida em que a associação com as potenciais causas se torna, em muitos casos, um processo difícil [13].

A abordagem desenvolvida pelos autores propõe, para a análise e correção deste tipo de defeitos, um mapa (Figura 3) que sugere que o início do diagnóstico, desenvolvido no capítulo 3, ocorra pela constatação do problema, seguido do reconhecimento do seu impacto nas peças produzidas (sob a forma de Identificação de sintomas) e, posteriormente, a definição e caracterização, do mesmo. Seguidamente, descrito no capítulo 4, avança-se com a fase respeitante à resolução do problema, onde são analisadas as potenciais causas, e apresentadas e debatidas as várias metodologias para solução do mesmo. Por último é estabelecido um balanço e uma avaliação do impacto resultante de cada medida selecionada.

No capítulo 5, disposto entre as páginas 58 e 59, são referidas as ilações que se retiraram com a concretização do trabalho, bem como as considerações finais

Nos restantes capítulos, 6 e 7, encontram-se, respetivamente, as referências bibliográficas e os anexos.

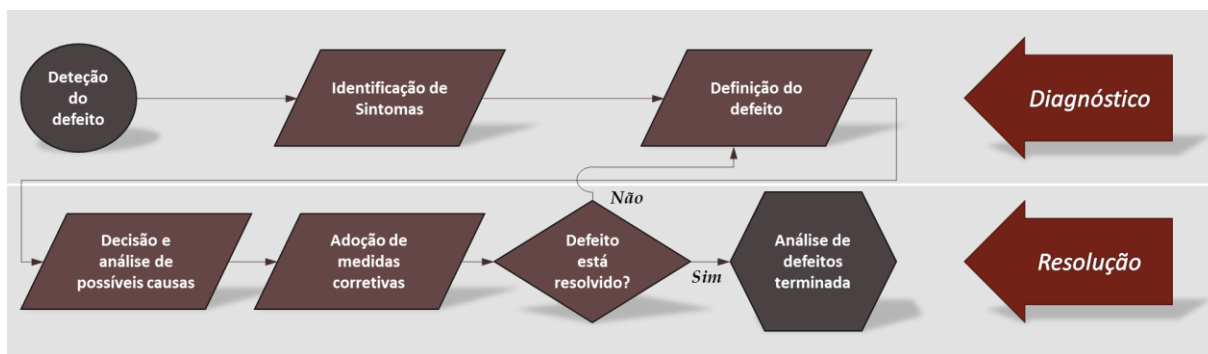


Figura 3 - Mapa de análise de defeitos, (adaptado de [14]).

Capítulo 2 - Síntese do estado da arte

2.1. FUNDIÇÃO DE CERA PERDIDA VAZADO EM CARAPAÇA CERÂMICA

A fundição com modelo de cera perdida vazado em carapaça cerâmica compreende um conjunto de etapas, desde o projeto da peça até à entrega ao cliente, que estão sumariamente representadas na Figura 4 e que serão pormenorizadas numa perspetiva geral bem como a respetiva adaptação pela empresa.

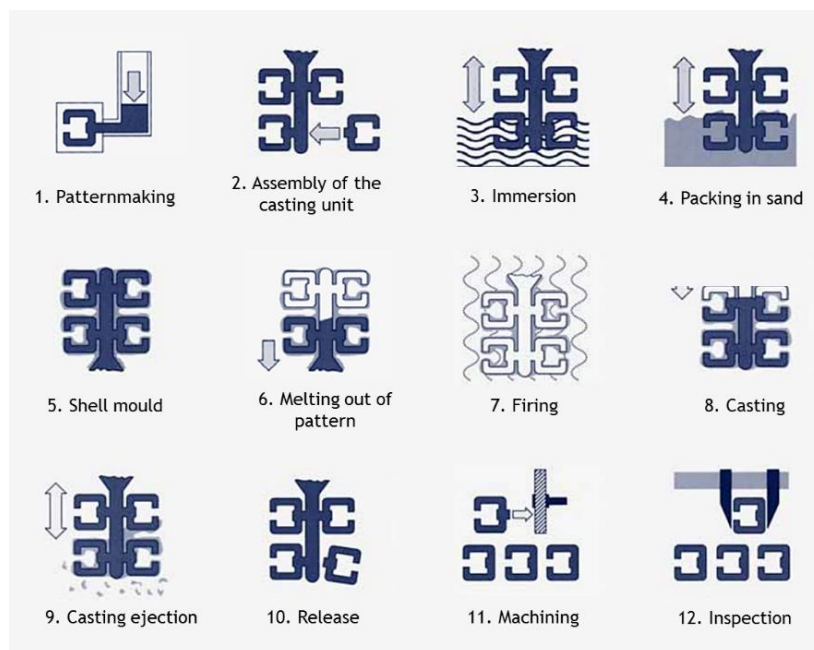


Figura 4 - Representação esquemática sequencial das etapas comuns num processo de fundição com modelo de cera perdida vazado em carapaça cerâmica [14].

2.1.1. *Conceção do modelo*

A conceção do modelo constitui a etapa inicial e recorre a materiais que podem ser ceras ou plásticos. As ceras são as matérias-primas base preferidas, uma vez que são relativamente acessíveis a nível económico e oferecem um bom equilíbrio de propriedades: baixo ponto de fusão, baixa viscosidade e baixa abrasividade (interessante aquando da injeção, montagem e remoção da moldação), uma combinação de propriedades difíceis de obter por outros materiais [1, 2].

O material a empregar num modelo é geralmente uma mistura de ceras e, porque estas são compatíveis com outros materiais, tornam-se interessantes para a promoção de compostos com melhores propriedades. Dos vários potenciais aditivos (polietileno, *nylon*, entre outros), que contribuem ativamente para a melhoria da resistência à tenacidade dos modelos, o material de enchimento (também conhecido como *fillers*) é uma adição importante, uma vez que reduz a contração que ocorre durante a solidificação e que é responsável por defeitos superficiais (como o abatimento) no componente metálico [1, 2].

Posteriormente à conceção do modelo e atendendo às suas dimensões, o mesmo pode ser: montado e processado individualmente, quando possui dimensões consideráveis, ou, montado em cachos, quando se trata de peças menores, visando uma maior

produtividade. A montagem é uma etapa manual executada por colaboradores especializados [1, 2].

Nesta etapa, a capacidade das máquinas de injeção e o custo de operação são parâmetros a ter em conta. Normalmente, os componentes do sistema de gitagem (bacia de vazamento, canais de distribuição e canais de ataque) são produzidos e montados, separadamente, no final, formando uma espécie de árvore de modelos denominado por cacho. A bacia de vazamento pode, por vezes, ser cerâmica, como é no caso da ZCP.

A ligação entre os componentes consegue-se com o uso de um ferro quente, que promove a fusão rápida da cera, presente na interface entre os componentes a soldar. Um aspeto importante é a pressão aplicada sob os elementos a soldar até que ocorra a total solidificação da cera. Apesar de não ser exclusiva, este é o modo de ligação mais popular no seio da indústria, adotada inclusive na empresa [1, 2].

Durante este processo deve haver o cuidado necessário no manuseamento dos componentes, prevenindo a danificação e os salpicos de cera indesejados sobre os mesmos e garantindo ainda que no final as zonas de ligação estejam completamente seladas, resistentes e sem fissuras visíveis (ver secção *Defeitos de Fundição*) [1, 2].

Na ZCP é no *Sector da Injeção e Colagem* que ocorrem as operações de obtenção e montagem do modelo.

Neste sentido, o presente sector dispõe de 3 máquinas manuais pequenas MPI (*Mueller Phipps International, Inc*), 2 máquinas manuais grandes MPI e 4 máquinas automáticas Arburg, usualmente para a produção de peças, mais 3 máquinas semiautomáticas onde 2 são direcionadas para a produção de gitagens. O mesmo trabalha ainda com 5 tipos de cera:

1. Cera vermelha — é uma cera virgem com menor contração, comparativamente à cera reciclada, permitindo a obtenção de peças com tolerâncias mais apertadas;
2. Cera castanha ou cera reciclada — com maior contração para peças com maiores tolerâncias dimensionais;

3. Cera azul ou cera plástica – cera virgem mais plástica com tempo de arrefecimento inferior;
4. Cera cola – usada no processo de colagem;
5. Cera parafina – com ponto de fusão inferior, usada para revestir a gitagem e, em casos especiais, onde as peças são muito maciças, a própria peça;
6. Cera solúvel – cera de cor branca usada para fazer os interiores do modelo (machos), removida da peça principal recorrendo a ácido nítrico.

As ceras virgens (vermelha e azul) destinam-se, principalmente, à conceção dos modelos, servindo as especificações da O.F. (Ordem de Fabrico) e a cera castanha é normalmente usada na obtenção dos sistemas de gitagem. Quanto aos sistemas de gitagem, estes estão padronizados internamente, organizando-se, principalmente, em árvores, bases e tarugos, adequadamente disponíveis para as diferentes FN.

Sinteticamente, é possível organizar a forma de processamento do sector no esquema apresentado na Figura 5.

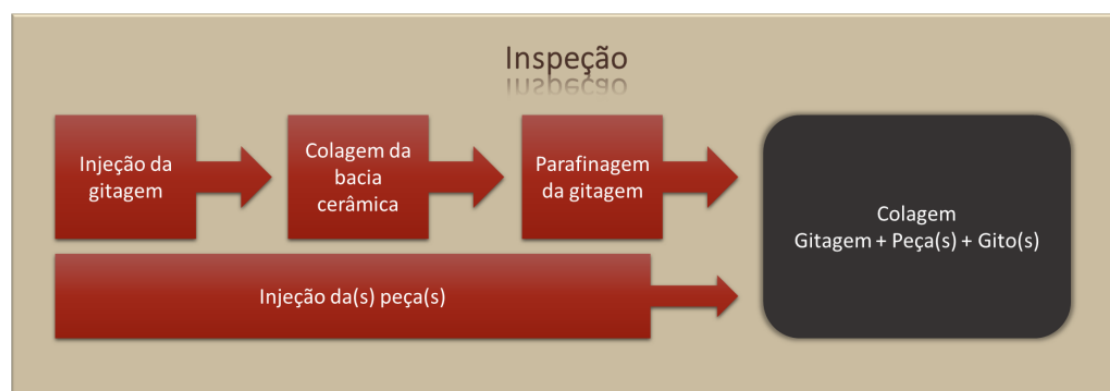


Figura 5 - Representação esquemática sequencial das principais etapas realizadas no Sector da Injeção e Colagem da ZCP.

A etapa de “parafinagem”, apresentada no esquema da Figura 5, trata-se de um revestimento com cera parafina, frequentemente aplicado ao sistema de gitagem. Esta etapa tem como objetivo a minimização da probabilidade de ocorrência de fissuras na carapaça cerâmica, aquando da remoção do modelo. Isto porque o revestimento com parafina (cera com ponto de fusão substancialmente inferior à cera constituinte de modelo) funde primeiramente fornecendo, assim, o espaço necessário para o alívio de tensões responsáveis com o problema de fissuração (ver secção *Remoção do modelo*).

Todas as etapas referidas devem ser acompanhadas por uma atenta inspeção, uma vez que qualquer defeito no modelo terá uma repercussão direta na integridade final do componente.

2.1.2. *Produção das carapaças cerâmicas*

As carapaças cerâmicas correspondem à cavidade de moldação da peça e são conseguidas através da aplicação de uma série de revestimentos cerâmicos aos cachos. Cada revestimento é constituído por uma fina camada de lama cerâmica, conhecida por barbotina, e por uma camada de partículas cerâmicas grossas agregadas na sua superfície exterior. A composição das barbotinas estão normalmente compreendidas entre:

- ligante sólido: 5 - 10 %;
- pó refratário: 60 - 80 %;
- líquido (proveniente do ligante ou de aditivos): 15-30 % [1].

Na ZCP, o processo inicia-se com a lavagem dos cachos de cera numa solução desengordurante. Esta lavagem permite a remoção de gorduras (por exemplo, lubrificante) e sujidade, preparando o cacho para a etapa seguinte. A etapa subsequente, a primeira camada, é a nível de acabamento superficial final do fundido, a etapa que tem um impacto direto e, nesse sentido, a mais importante. Assim, na ZCP, é comum a existência de um pré-banho ou pré-mergulho para proporcionar uma boa aderência entre o banho da primeira camada e a cera, por forma a garantir a reprodutibilidade de todos os detalhes do modelo.

O primeiro banho sucede após o *Pré-mergulho* e, no caso da maior parte da produção, trata-se de uma mistura denominada de *Banho 1*. Contudo, admitindo a exigência da peça, a empresa apresenta outra possibilidade para o banho da primeira camada, o *Banho de Cobalto* que oferece, após vazamento, componentes com um grão mais fino à superfície.

Após cada banho, segue-se uma operação de revestimento com partículas cerâmicas grosseiras, vulgarmente conhecida como areamento, que reveste uniformemente o cacho, perfazendo a camada correspondente. Estes revestimentos são aplicados pela ZCP recorrendo a dois diferentes equipamentos que promovem diferentes

características: o chuveiro que produz uma camada menos espessa e menos permeável, mas mais uniforme; e o fluidizador que origina uma camada mais espessa, com maior permeabilidade mas, com menor uniformidade.

O revestimento de partículas posterior ao primeiro banho (Zr) completa a primeira camada e é efetuado no fluidizador que recorre a uma areia fina de zircónia (125-250 µm).

A segunda camada pode ser, ou não, precedida por um *Pré-mergulho 2* que está especificado, quando necessário, na FN do projeto e inicia-se com o mergulho do cacho no *Banho 2*, que na sua composição contempla *Zircónia 2*. Este material de enchimento é menos puro, porém, a substituição é uma medida, economicamente, favorável e com resultados igualmente aceitáveis. O revestimento correspondente (S2), recorre a areia à base de Al_2O_3 , com granulometria superior à usada anteriormente (0,2-0,5 mm).

O outro banho que a empresa disponibiliza é o *Banho 3*, utilizado na terceira e restantes camadas, seguido do revestimento S3, composto por uma areia também à base de Al_2O_3 com o intervalo de granulometria de 0,5 a 1,0 mm, usualmente, aplicado por fluidizador.

Na empresa este sector opera em atmosfera controlada e é possível atender às composições químicas qualitativas das soluções respetivas ao *Pré-mergulho*, *Banho 1*, *Banho de Cobalto*, *Pré-mergulho 2*, *Banho 2* e *Banho 3* na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química qualitativa dos Banhos e Pré-mergulhos disponibilizados pela empresa no Sector da Cerâmica

	Agente molhante	Anti-espumante	Ligante	Material de enchimento			Alumínio de Cobalto
				Zircónia 1	Zircónia 2	Farinha de Sílica	
<i>Pré-mergulho 1</i>	X	X					
<i>Pré-mergulho 2</i>	X	X	X				
<i>Banho de Cobalto</i>	X	X	X	X			X
<i>Banho 1</i>	X	X	X	X			
<i>Banho 2</i>	X	X	X		X		
<i>Banho 3</i>			X			X	

O agente molhante é adicionado para promover a ligação camada-camada é, contudo, o responsável pela criação de muita espuma no banho, o que, se traduz

numa grande incorporação prejudicial de ar no banho. Desta forma, surge a necessidade de utilizar na solução um anti-espumante, que acompanha a adição do ligante, em qualquer banho ou pré-mergulho.

A farinha de sílica, presente no *Banho 3*, é uma opção interessante uma vez que com o aumento da temperatura no vazamento, sofre uma transformação de fase que, está associada a uma expansão, o que faz com que “estale” lentamente até à etapa de remoção da moldação, promovendo assim esta etapa.

Posterior à segunda camada, os banhos e os revestimentos são de iguais composições e o número de repetições é definido pelo número de camadas que, consecutivamente é definido no projeto e indicado na FN. Este valor atende principalmente ao tipo de peça, ao tipo de liga e ao peso do cacho.

Na Figura 6, está apresentado um esquema pormenorizado do funcionamento típico do *Sector da Cerâmica* para a produção de uma ordem de fabrico.

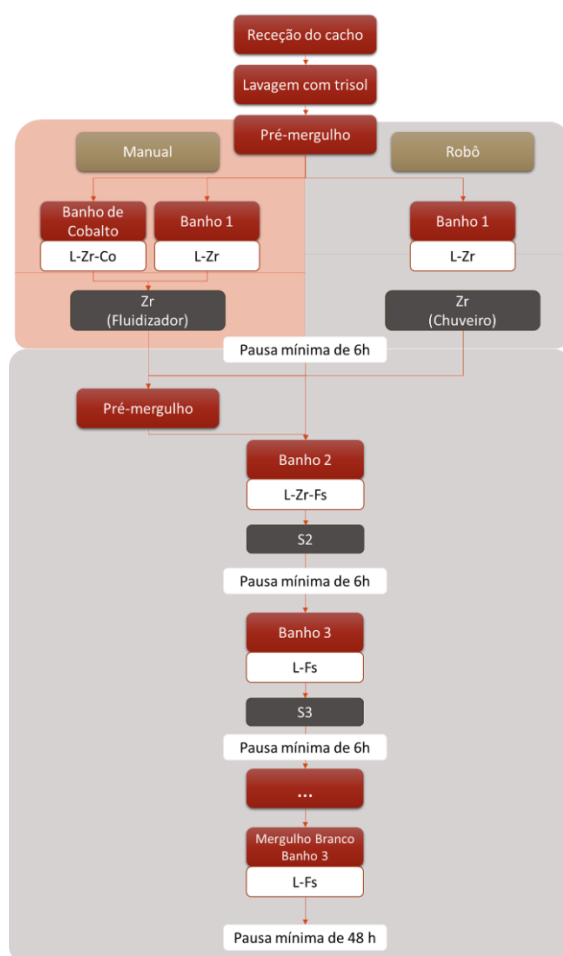


Figura 6 - Representação esquemática sequencial das etapas realizadas no *Sector da Cerâmica* da ZCP.

Entre cada camada existe um compasso de espera que corresponde ao tempo de secagem que é definido pela geometria do componente, da incidência de ventilação forçada, do teor de humidade, da temperatura ambiente e do número da camada respetiva. A pausa para o efeito entre as primeiras três camadas está, genericamente, definida pela empresa como o mínimo de 6 h sem ventilação forçada e, após a terceira camada, como 8 h com ventilação.

O procedimento termina com o *Mergulho em branco*, cuja função é fazer um revestimento ao areamento anterior por forma a conferir uma melhor agregação das partículas cerâmicas. Após o *Mergulho em branco*, e antes da remoção da cavidade de moldação há um intervalo mínimo de 48 h de estabilização, 5h30 na linha sob ventilação forçada, e 42h30 armazenados em prateleiras, sem ventilação.

As duas primeiras camadas têm a função de conferir resistência à moldação enquanto que, da terceira camada em diante as camadas têm como principal objetivo assegurar a consistência e robustez da carapaça. O planeamento de todos os parâmetros de conceção da carapaça devem ser refletivos para que no final a mesma assegure os seguintes requisitos:

- suportar sem fissurar a expansão volumétrica associada, à etapa de “descerificação”;
- suportar a pressão metalostática aquando do vazamento;
- suportar choques térmicos a que seja sujeito;
- apresentar elevada estabilidade química, evitando reações entre a cerâmica e o metal;
- apresentar condutividade térmica adequada por forma a assegurar a taxa de transferência de calor projetada;
- apresentar resistência mecânica adequada, não comprometendo as dimensões e geometria finais da peça [15].

A complexidade desta operação, deve-se ao elevado coeficiente de expansão/contração térmico das ceras. Caso a operação de secagem seja demasiado rápida por manipulação das condições de arrefecimento, o gradiente térmico presenciado no revestimento húmido, provoca a contração da cera. Depois deste se encontrar totalmente seco e com maior resistência, com a subida da temperatura, a

cera sofre uma expansão, provocando fortes tensões na carapaça, que podem originar fissuras, comprometendo assim, a integridade da cavidade de moldação [15].

2.1.3. *Remoção do modelo*

Nesta etapa do processo, comumente conhecida por “descerificação”, procede-se à remoção do modelo. Este é o estágio que sujeita a carapaça cerâmica a maiores tensões, na medida em que com a elevação da temperatura, necessária para a fusão e escoamento da cera, está associada uma expansão térmica da mesma relativa à mudança de fase (sólido/líquido), que na maior parte dos casos é, severamente, superior à expansão que a cavidade moldante refratária permite. Este diferencial de expansão que varia em alguns casos até numa ordem de grandeza, é responsável por uma forte pressão, capaz de fraturar a carapaça cerâmica [1, 2].

Na prática, a solução deste problema passa pelo rápido aquecimento do conjunto a partir do exterior, que leva a que as camadas da cera em contato com a carapaça se fundam rapidamente, antes que o resto do modelo consiga aquecer significativamente. As camadas superficiais que se encontram, então, em estado líquido, ou escorrem para fora da moldação, ou são absorvidas pelo mesmo, fornecendo assim o espaço necessário para a acomodação da expansão térmica da cera remanescente. Por vezes, para aliviar a pressão, são realizados furos na carapaça cerâmica [1, 2].

Na ZCP, como referidos anteriormente, e por forma a minimizar este problema, os cachos são mergulhados em parafina, que atendendo ao seu inferior ponto de fusão, funde primeiramente com o mesmo propósito que o processo referido anteriormente.

O processo de “descerificação”, subsequente à minuciosa etapa de secagem, pode ser levado a cabo a seco, pelo método tradicional, num forno de queima, ou por meio de vapor. Existem vários métodos que recorrem a diferentes equipamentos, sendo os mais recorrentes o *flash-fire*, micro-ondas e a autoclave [1, 2].

O método adotado pela empresa trata-se do método que recorre à autoclave. A mesma possui, para este fim, um Boilerclave que opera normalmente a 9 bar por períodos de 10 a 15 minutos.

O método por autoclave surgiu, inicialmente, como uma resposta à redução de emissões poluentes que estavam associadas a esta etapa (*flash-fire*) uma vez que, recorre ao vapor de água saturado que, aprisionado na câmara do equipamento, atinge pressões de operação elevadas [2, 15].

A pressurização atua favoravelmente no balanço das forças atuantes na carapaça, uma vez que atua contrariamente à força que a expansão da cera exerce na mesma. Esta vantagem da autoclave, associada ao aquecimento rápido da cera em contacto com a parede interna da carapaça, constitui a solução adotada por muitas indústrias para a inibição de fissuras na cavidade de moldação[15].

Este método permite, ao final de um período de 15 minutos (no máximo), a obtenção de cavidades de moldação com elevada qualidade (com apenas alguma cera residual), comparativamente com outros métodos. Para além disso, permite ainda, após um processo adequado de purificação da cera, para a devida remoção de água e de alguma sujidade, a sua reutilização [15].

A etapa de remoção do modelo é realmente crucial, uma vez que a danificação da cavidade de moldação, vai ter um impacto direto no acabamento final dos fundidos [15].

2.1.4. *Queima, sinterização e pré aquecimento*

Após a “descerificação”, a carapaça é sujeita a outro aquecimento, para a sua queima e consequente sinterização. Esta etapa é importante, não só para a sinterização da carapaça em si mas também, para a remoção da humidade, fundir algum material residual do modelo e eventuais produtos orgânicos utilizados na preparação de suspensão da lama, e ainda para pré-aquecer a carapaça à temperatura adequada para o vazamento [1, 2].

Em alguns casos, estas etapas são juntas numa só, noutros, o pré-aquecimento é realizado uma segunda vez, depois do carapaça ter sido arrefecida e inspecionada permitindo a sua reparação com pasta cerâmica ou cimentos especiais. Nesta alternativa, as carapaças cerâmicas são, usualmente, envolvidas numa manta de fibra cerâmica para minimizar a queda de temperatura ou, para proporcionar uma melhor alimentação, com o isolamento de determinadas áreas críticas [1, 2].

A maioria dos equipamentos para esta etapa operam com temperaturas entre 870 e 1095 °C e com um excesso de ar em 10%, por forma a garantir a combustão completa dos materiais orgânicos. Esta gama de temperaturas corresponde à mais usada na generalidade para o pré aquecimento (de aços e superligas p.e.), sendo que a temperatura adequada dependerá da configuração da peça e da liga a ser vazada [1, 2].

Para esta etapa, a empresa dispõe de dois fornos rotativos que admitem temperaturas entre os 750 °C e os 1130 °C, sem controlo de níveis de oxigénio, que compreendem ciclos entre 90 minutos a 3 horas. É prática comum, após a remoção do modelo, qualquer reparação ser executada, antes mesmo de seguir para a queima; contudo, as carapaças com acessos mais complexos e/ou que possuam respiros, por exemplo, é realizado primeiro a queima, recuperados e depois da devida reparação seguem para sinterização e pré aquecimento.

2.1.5. Métodos de Vazamento

Paralelamente, ocorre a fusão da liga que será depois vazada para a carapaça pré aquecida. Geralmente, todos os materiais ferrosos, e não ferrosos, podem ser obtidos por este processo, sendo que no caso dos metais ferrosos, os mais comumente processados são aços e no caso dos não ferrosos, alumínio, magnésio e cobre. Para além disso, determinadas aplicações exigem o uso de ligas exóticas, passíveis de serem processadas por esta técnica, como é o caso das ligas de titânio, vanádio, cobalto entre outros [16].

O vazamento por gravidade e o vazamento por gravidade assistido com vácuo são usados neste método de fundição. A produção de paredes finas, uma das grandes vantagens associadas à técnica, é maximizada com vazamento assistido com vácuo. No entanto, a maior parte dos vazamentos são por gravidade [1, 2].

A ZCP possui para o efeito três fornos de indução, dois de 390 Kg e outro com 190 Kg de carga máxima. A empresa trabalha maioritariamente com os materiais apresentados na Tabela 2 segundo as condições respetivas.

Após a solidificação do banho, os cachos, seguem do *Sector da Fusão* para as últimas etapas de processamento executadas no *Sector dos Acabamentos*.

Tabela 2 - Principais ligas vazadas e respectivas temperaturas de vazamento empregues na ZCP

Ligas	Temperaturas de vazamento (°C)
Aço	1580-1710
Latão	920-1030
Super ligas	1350-1650

2.1.6. Operações pós-vazamento

2.1.6.1. Abate da carapaça

Durante o arrefecimento do conjunto fundido/carapaça, algum do material cerâmico da mesma pode desagregar-se, mas grande parte permanece coeso com o componente incorporado. A remoção da carapaça cerâmica, conhecida comumente pelo abate e em anglo-saxónico como *Knock-out*, pode ser realizada por diferentes formas [1, 2].

O procedimento adotado pela ZCP e mais recorrente industrialmente para a remoção grosseira é o martelo pneumático. Este método retira grande parte da moldação pelo movimento vibratório de grande amplitude e baixa frequência aplicado no cacho. Em muitos casos o martelo pneumático pode não ser suficiente para a remoção completa da carapaça, nomeadamente em pequenos detalhes da peça, pelo que, é comum operações posteriores de granalhagem ou até banho de soda cáustica para a remoção eficaz do material cerâmico [1, 2].

Neste método há que ter especial cuidado com ligas com menor resistência mecânica e no caso de ligas não ferrosas, é comum recorrer-se, como alternativa, a jato de água a alta pressão [1, 2].

O abate da carapaça ocorre na empresa no *Sector dos Acabamentos I*, inicialmente, pela ação de um martelo pneumático que aplica em cada cacho uma pressão de 5 bar/minuto durante um período de tempo adequado, e posteriormente, uma etapa de granalhagem de limpeza com esferas de aço.

2.1.6.2. Separação/Corte do cacho

Esta etapa tem lugar na ZCP, no *Sector dos Acabamentos I* e baseia-se na separação dos fundidos do sistema de alimentação e gitagem (SAG). O corte pode ser feito por serras de fita, no caso, por exemplo, de ligas de alumínio e magnésio; discos abrasivos para ligas de aço, ferro fundido nodular e superligas; ou ainda pela imersão

do cacho em azoto líquido e posterior esforço mecânico. Para esta etapa, é necessário um planeamento inicial aquando o projeto a nível dos canais de ataque, como por exemplo, no corte por azoto líquido onde é necessário a incorporação de entalhes ou zonas de fragilização [2].

2.1.6.3. Acabamentos finais

É frequente a realização de operações de acabamento posteriores com o intuito de conferir, à peça ou a áreas seleccionadas, uma maior precisão dimensional e um acabamento superficial com a qualidade imposta pelo cliente. Estas etapas ocorrem na empresa no *Sector nos Acabamentos II*.

Neste sector as peças respeitam a seguinte sequência:

- Rebarbagem: com lixas de granulometria de 40, 60, 80, 120 e 240 *mesh* é realizada uma rebarbagem grosseira, para a remoção da maior parte do gito e, consecutivamente, uma rebarbagem fina para a eliminação do gito por completo e melhoraria do aspeto superficial;
- Polimento: onde se removem excessos de metal e onde é efetuada uma inspeção visual às peças, que separa peças defeituosas irrecuperáveis de peças passíveis de recuperação. Para que os colaboradores saibam distinguir os defeitos recuperáveis dos irrecuperáveis, estes têm acesso aos critérios de aceitação do cliente bem como padrões e calibres adaptados que auxiliam nesta operação. Em defeitos como poros, inclusões e rechupes, os colaboradores com ferramentas apropriadas expõem mais o defeito para que seja recuperado por um processo de soldadura;
- Soldadura (quando aplicável): onde as peças são recuperadas pelo processo de TIG (*Tungsten Inert Gas*). Internamente está definido para cada liga um plano de soldadura com especificações como o material de adição e parâmetros de processo. As peças que forem recuperadas vão regressar à etapa de polimento para melhorar o aspeto superficial;
- Endireitamento (quando aplicável): as peças rastreadas como empenadas, através da utilização de dispositivos de controlo (ex: calibre), podem ser, posteriormente, recuperadas numa etapa de endireitamento. Existem dois

tipos de endireitamento: a frio e a quente, ambos podem ser conseguidos, manual ou automaticamente (recorrendo a prensas). As peças que necessitem de um tratamento térmico de recozimento, recebem o tratamento térmico previamente à recuperação, contrariamente aquelas que necessitem de tratamento térmico de tempera e revenido que recebem o tratamento posteriormente à recuperação;

- Granalhagem final: esta granalhagem existe para conferir às peças um melhor acabamento superficial e, é, normalmente, um requisito do cliente. Assim a empresa dispõe de granalhagem em tambor, prato, ou manual com esferas de aço, *corundum*, ou microesfera de vidro.

2.1.6.4. Testes e inspeção

Após o processamento respetivo ao *Sector dos Acabamentos II*, as peças são remetidas para o *Sector da Qualidade*, para um último controlo visual e dimensional, que determina se as peças estão preparadas e prontas para a expedição.

Apesar de uma inspeção visual precoce, ao longo de cada etapa, ser essencial, para que a sucata assim detetável não avance para operações dispendiosas de acabamento (consistindo, até, em alguns casos, na única inspeção exigida pelos clientes) existe, no entanto, outros métodos de inspeção mais completos e complexos para avaliações mais exigentes.

Desta forma, na empresa, são realizados 3 tipos de ensaios não destrutivos:

- **Líquidos penetrantes**

Este ensaio exige uma prévia limpeza das peças para remover quaisquer sujidades, como óxidos ou óleos, proveniente de etapas anteriores. As peças a ensaiar são imersas num líquido por um período mínimo de 8 minutos, com 2 minutos de escorrimento. Posteriormente, são lavadas individualmente, com água à temperatura de 40-50 °C, à pressão de 3 bar, com o auxílio de uma luz ultra-violeta, para melhorar a eficácia do processo de lavagem. Esta etapa dura entre 15 a 20 minutos, aproximadamente. Seguidamente, as peças são sujeitas a uma secagem num forno a 50 °C, com circulação de ar. O tempo de secagem vai ser definido pela geometria e tamanho da peça e após secagem são pulverizadas com um pó revelador.

As peças têm de respeitar 15 minutos de pausa para que o revelador tenha a possibilidade de absorver o líquido penetrante existente na superfície, que assume assim, a forma dos defeitos conexos à superfície, expondo as inconformidades (porosidades, inclusões, fissuras, entre outros). A inspeção por líquidos penetrantes é um ensaio amplamente utilizado em ligas não-magnéticas, uma vez que as ligas magnéticas são preferencialmente inspecionadas pelo ensaio de partículas magnéticas [17].

- **Partículas magnéticas**

O ensaio de partículas magnéticas é um método que utiliza partículas magnéticas para detetar discontinuidades superficiais em peças magnetizadas. O aparelho possibilita o ensaio em peças magnetizáveis, de acordo com o processo de magnetização do pó. As peças são submetidas a fortes campos magnéticos, tanto no sentido longitudinal como no sentido transversal. O ensaio contempla as funções de distensão, magnetização, lavagem, desmagnetização e relaxamento. O ensaio consiste, em molhar as peças com uma solução de óleo e pó. Quando o campo magnético é aplicado nas peças, que contenham eventualmente, discontinuidades, as partículas de pó reagem como se de uma interrupção do campo magnético se tratasse, alojando-se e fechando o circuito, identificando sob a luz ultra violeta, o defeito. Os tempos de magnetização e desmagnetização e a intensidade de magnetização dependem do tipo de peça a controlar [17].

- **Radiografia**

Quanto à radiografia esta é usada para observar defeitos internos, sendo que na empresa o ensaio de Raios-X inicia-se pela definição de parâmetros como: a potência (kV) e o tempo de exposição, que é dependente do tipo de peça. De seguida, procede-se à seleção do tipo de filme, visando um maior rendimento do mesmo. Existem dois tipos de filmes, o D4 PB e o D7 PB sendo este último o menos sensível, mas o mais interessante economicamente e por isso o mais utilizado. Por forma a rastrear e a identificar peças não conformes, elas são numeradas para a fácil identificação e é colocado sobre as mesmas um indicador de qualidade para assegurar a adequação dos parâmetros de ensaio e que é selecionado de acordo com a espessura das mesmas. Após terem sido analisados os vários parâmetros, as peças

são colocadas sobre o filme e são introduzidas na máquina de Raios-X, que é centrada com a lente da câmara através do auxílio da agulheta fixa à lente e é feito o disparo. A revelação é efetuada numa sala de condições próprias, onde existe uma lâmpada especial que não danifica os filmes. A análise dos filmes recorre ao auxílio de uma luz intensa com três lâmpadas de halogéneo e é baseada na norma que o cliente especifica ou, quando não existirem especificações do cliente, segundo uma norma interna da empresa [17].

Apesar do procedimento referido ser o principal método de radiografia usado na empresa, para além desta forma de teste, esta usufrui, ainda, de uma máquina de radiosopia (radiografia em tempo real). Esta forma de análise mais simples e acessível, é recorrente para uma primeira abordagem a peças novas e, pontualmente, a determinadas peças, onde o cliente autorize o ensaio radiográfico por esta forma [17].

2.1.7. *Defeitos de fundição*

Embora os fundidores continuem a referir-se aos desvios em peças vazadas como descontinuidades, estas imperfeições são cientificamente conhecidas como defeitos de fundição [1].

Alguns defeitos de fundição podem não interferir na função ou vida útil dos componentes, contudo poderão ir contra as especificações do cliente, provocando por exemplo um aumento de custos de maquinação, caso esta etapa se verifique necessária. Muitos dos defeitos, porque são superficiais, são facilmente solucionados por granalhagem ou polimento, enquanto que outros, cuja remoção é inviável, poderão permanecer na peça se se situarem em locais admissíveis [1].

Por forma a normalizar a caracterização de defeitos, evitando várias denominações correspondentes à mesma inconformidade, dadas por empresas distintas, o *CIATF* (Comité Internacional das Associações Técnicas de Fundição) estabeleceu 7 categorias básicas de defeitos:

- Excrescências metálicas
- Cavidades
- Soluções de continuidade
- Defeitos de superfície

- Formas incompletas
- Dimensões ou formas incorretas
- Inclusões e anomalias estruturais [18]

A identificação correta do tipo de defeito, presente nos componentes produzidos, é de enorme importância para o fundidor, posto que influenciará diretamente as medidas corretivas que irão ser impostas no processo. No presente trabalho, a identificação dos defeitos foi realizada mediante a classificação internacional, que se encontra apresentada na Tabela 1.A, contemplada no *Anexo A* [1].

2.2. SOLIDIFICAÇÃO

O processo de solidificação é designado como a transformação de uma substância em fase líquida para fase sólida. Este fenômeno, enquadrado no contexto do processo de fundição, ocorre mediante a conjugação de vários fatores inerentes ao mesmo, tais como: temperatura de vazamento do banho metálico, extração de calor do mesmo durante o arrefecimento e composição química da liga. O conjunto destes parâmetros faz-se sentir na velocidade com que se dá a solidificação, influenciando a macro e microestrutura e por conseguinte as propriedades do componente que se obtêm no final da solidificação [19].

Especificamente, na indústria de fundição com modelo de cera perdida vazado em carapaça cerâmica, a transferência de calor ocorre entre o banho metálico e a carapaça cerâmica e desta para o ambiente circundante (esquematizado na Figura 7).

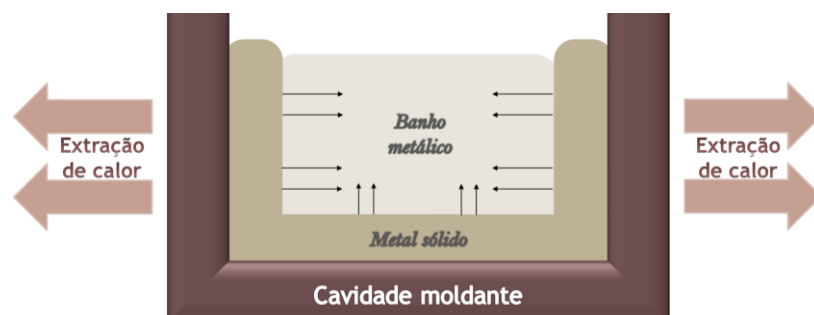


Figura 7 - Representação esquemática do avanço da solidificação, admitindo o fenômeno de transferência de calor para a cavidade moldante, de um fundido.

Ora, para compensar as perdas de energia sob a forma de calor, é prática comum, que para além da temperatura de vazamento ser superior à temperatura de fusão do metal, haja também um pré-aquecimento da carapaça cerâmica. Este cuidado, visa

aumentar a fluidez da liga, impedindo que o processo de enchimento seja interrompido, pela solidificação prematura do banho, provocando formas incompletas (defeito designado em anglo-saxónico como *Incomplete Casting*, apresentado na Tabela 1.A no Anexo A) [19].

2.2.1. Macroestrutura

Normalmente, os componentes obtidos por fundição, apresentam macroestruturas com zonas distintas, que se caracterizam mediante a orientação, tamanho, distribuição e forma dos grãos cristalinos que as compõem. Na Figura 8, encontra-se esquematizada a macroestrutura de um fundido, composta por três diferentes zonas: zona sobrearrefecida, zona colunar e zona equiaxial [1, 19].

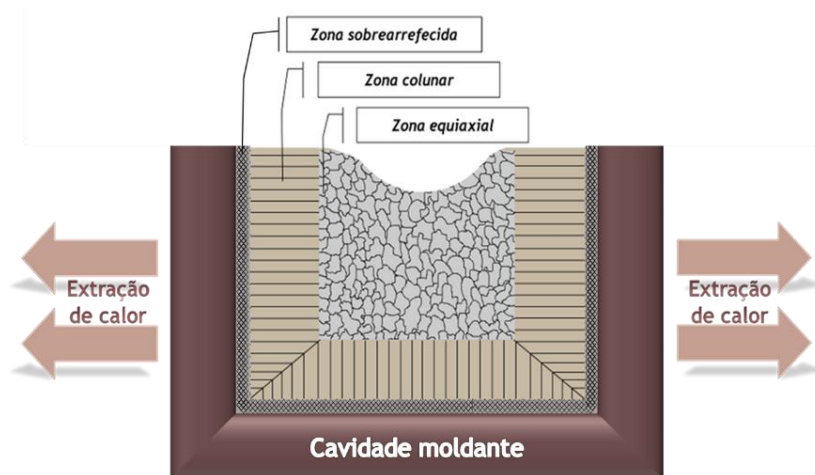


Figura 8 - Representação esquemática da macroestrutura genérica de um fundido.

Zona sobrearrefecida - Esta é a zona da macroestrutura que corresponde à região de contacto entre o banho metálico e as paredes da carapaça, pelo que se trata da região em que se verifica uma maior taxa de arrefecimento. A esta região está associado uma forte nucleação de grãos, normalmente, de pequenas dimensões com orientações aleatórias. No caso do processo de fundição de cera perdida vazado em carapaça, porque existe o pré-aquecimento da carapaça cerâmica, geralmente, a macroestrutura, respetiva, dos componentes produzidos não contempla, esta região [1, 19].

Zona colunar - esta região é composta por grãos que apresentam direção cristalográfica paralela à direção da extração de calor [1, 19].

Zona equiaxial - esta região caracteriza-se por, além de se apresentar na região central da cavidade de moldação, ser constituída por grãos equiaxiais, que ao invés da região colunar, crescem com direções cristalográficas aleatórias [1, 19].

Como acima referido, neste método de fundição, não é comum a formação de uma região sobrearrefecida durante a solidificação, sendo que na grande maioria dos casos, presenciam-se zonas colunares e equiaxiais, separadas por uma região denominada de transição colunar-equiaxial [19].

Esta zona de transição progride, segundo dois diferentes comportamentos:

- se os grãos equiaxiais que se situam em frente da região colunar forem consideravelmente reduzidos, estes são absorvidos durante o crescimento dos grãos colunares e passam a crescer de forma colunar dendrítica;
- se a região em frente da região colunar, for relativamente grande e com elevada densidade de grãos, estes podem atuar como uma barreira ao crescimento colunar [1, 19].

2.3. AÇOS INOXIDÁVEIS VAZADOS

Os aços, ligas de ferro-carbono com teores de carbono inferiores a 2,11%, compreendem uma família muito interessante a nível de aplicações, os aços inoxidáveis. Estes aços, têm a particularidade de conter, na sua composição química, teores de cromo iguais ou superiores a 11,5% podendo conter ainda outros importantes elementos (níquel, molibdénio, entre outros). Isto, confere-lhes uma distinção entre os restantes, uma vez que apresentam uma maior resistência à corrosão [20, 21].

O processamento dos aços inoxidáveis passa pelo forjamento ou pela fundição. Apesar destas duas formas de processamento oferecerem aços com resistências à corrosão equivalentes, os aços provenientes diferem entre si a nível microestrutural. De facto, os aços inoxidáveis vazados podem apresentar microestruturas variadas, como austeníticas, martensíticas, ferríticas ou duplex. No entanto, contrariamente ao que se verifica nas ligas forjadas, cuja microestrutura pode ser totalmente austenítica, sabe-se que no caso dos aços inoxidáveis vazados contemplam uma pequena quantidade de ferrite presente na microestrutura austenítica. Admitindo as

funções projetadas para este tipo de aço, a presença de ferrite pode ou não ser interessante, como acontece no caso do processo de soldadura, onde a presença desta fase, atenua a suscetibilidade de um aço totalmente austenítico à fissuração a quente. Outras diferenças podem surgir nas propriedades mecânicas, propriedades magnéticas e na própria composição química, uma vez que se admite a existência de grandes grãos dendríticos, fases intergranulares e segregações de fase [22, 23].

Salvo algumas exceções, os aços inoxidáveis vazados são subdivididos em aços resistentes à corrosão e aços resistentes a altas temperaturas. Esta classificação baseada nas exigências de serviço nem sempre é de fácil aplicação, principalmente, para os aços vazados, cuja gama de temperaturas de utilização se situa entre 480 a 650 °C, pelo que, nesta situação, a comum diferença entre estas duas classes assenta no teor de carbono associado [22, 23].

Os aços inoxidáveis vazados resistentes à corrosão são uma boa resposta para utilizações em meios aquosos e gasosos, numa gama de temperaturas sensivelmente inferior que os resistentes a altas temperaturas, com uma quantidade de carbonetos precipitados mínima, e nesse sentido, um teor de carbono comparativamente mais baixo (usualmente inferior a 0,20%) [22, 23].

No caso dos aços inoxidáveis vazados resistentes a altas temperaturas, como o nome indica, são requisitados onde as condições de serviço impõem uma temperatura exigente, frequentemente, superior a 650°C. Apresentam teores de carbono superiores o que promove a formação de carbonetos, contribuindo ativamente para o aumento da resistência às altas temperaturas [22, 23].

2.3.1. Aços inoxidáveis vazados resistentes a altas temperaturas

Os aços inoxidáveis vazados resistentes a altas temperaturas são assim conhecidos por permitirem, em condições de serviço, uma exposição contínua ou intermitente, acima de 650°C. As suas aplicações requerem ligas com resistência à corrosão a altas temperaturas, estabilidade (resistência à fissuração e fadiga) e resistência à fluência. Baseando-se na composição química, os aços vazados do tipo H, designação atribuída pela ACI (*Alloy Casting Institute*). podem ser distinguidos em três principais categorias:

- Ligas de ferro-crómio;
- Ligas de ferro-crómio-níquel;
- Ligas de ferro-níquel-crómio [22, 23].

As ligas de ferro-crómio contêm 10 a 30% Cr e podem conter ainda um pequeno teor de Ni. A boa resistência à oxidação contrasta com uma limitada resistência a altas temperaturas (até 760°C). O uso comum destas ligas, dentro das restrições que elas apresentam, cinge-se a ambientes oxidantes e corrosivos que envolvam solicitações de carga baixas e estáticas e um aquecimento uniforme. Desta forma, o teor em crómio indicado dependerá do estabelecimento prévio da temperatura de serviço [22, 24].

Com mais de mais do que 13% de Cr e mais do que 7% Ni, as ligas ferro-crómio-níquel, contêm sempre teores de crómio maiores que os de níquel. Estas ligas austeníticas são usadas sob condições de oxidação e redução, tal como as ligas ferro-crómio, no entanto, apresentam, em serviço, maior resistência e ductilidade. São assim utilizadas para maiores solicitações de carga com variações moderadas de temperatura. Estas ligas estão associadas também às que apresentam melhor resposta, em ambientes gasosos oxidantes e redutores com consideráveis teores de enxofre [22].

Quanto às ligas ferro-níquel-crómio, estas contêm mais de 25%Ni e 10%Cr, onde os teores de níquel são sempre maiores que os de crómio, podendo ser usadas a temperaturas ainda mais altas, acima de 1150 °C, com fortes flutuações comparativamente a qualquer uma das anteriores referidas em atmosferas redutoras e oxidantes (excetuando os casos em que o enxofre é alto). Ao contrário das ligas ferro-crómio-níquel, estas possuem uma estrutura mais estável, não tendo associadas mudanças de fase que fragilizam a estrutura [22, 24].

2.4. SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Conforme a composição química do banho metálico, mais concretamente, do rácio entre os elementos alfa-géneos e gama-géneos, a forma de solidificação dos aços inoxidáveis resistentes a altas temperaturas pode variar. Neste sentido, a solidificação pode iniciar-se pela precipitação de ferrite δ ou pela austenite γ originando no final do processo diferentes microestruturas [25, 26].

Para compreender melhor a sequência de solidificação vamos atentar a secção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, para 70% Fe, apresentada na Figura 9.

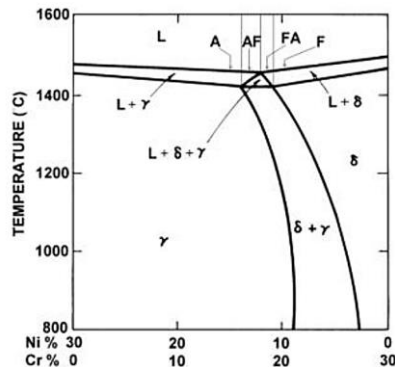


Figura 9 - Secção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% de Fe, com identificação dos modos de solidificação, A, AF, FA e F [27].

Indicados na Figura 9 estão os quatro diferentes modos possíveis de solidificação para estas ligas, são eles:

A. $Liq \rightarrow Liq + \gamma \rightarrow \gamma$

As ligas neste intervalo de composição iniciam e finalizam a sua solidificação com a formação de dendrites de austenite que vão coalescer formando assim uma microestrutura final monofásica;

AF. $Liq \rightarrow Liq + \gamma \rightarrow Liq + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$

As ligas neste intervalo de composição iniciam a solidificação com a formação de austenite dendrítica e, haverá ainda a formação de alguma ferrite eutética entre os braços da dendrite, que, com a diminuição da temperatura e atendendo ao rácio Cr/Ni será em maior ou menor quantidade;

FA. $Liq \rightarrow Liq + \delta \rightarrow Liq + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$

As ligas neste intervalo de composição, com a diminuição da temperatura do líquido, presenciam a solidificação dendrítica da ferrite primária. Posteriormente a austenite, precipita na interface ferrite/líquido ou através da reação peritética binária observável, no diagrama ternário, apresentado na Figura 1.A no Anexo A, ou dependendo das condições de solidificação por reação eutética. O crescimento da austenite avança, consumindo o líquido e a fase primária, com consequente segregação de elementos que promovem e estabilizam a ferrite (quer para as dendrites quer para o líquido) permitindo a presença de ferrite intra e interdendrítica;

F. $Líq \rightarrow Líq + \delta \rightarrow \delta$

Por último, para estas ligas que admitem este intervalo de composição, a solidificação começa com a formação de ferrite δ primária sendo que, atendendo às condições impostas na solidificação, podem contemplar a presença de austenite [25-27].

Note-se que uma dada liga não solidifica, necessariamente, admitindo a sequência de um dos modos, sendo possível a simultânea nucleação de ferrite e austenite em diferentes regiões. Este fenómeno, frequente no seio industrial, pode ser explicado por flutuações de composição química e de velocidade de arrefecimento durante o processo de solidificação [25-27].

A par da composição química, a velocidade de arrefecimento pode também um fator crítico na microestrutura final da liga [28].

2.4.1. *Microestrutura*

A microestrutura final de um componente vai depender, do processo de solidificação sofrido pelo mesmo. Em fundição é comum a ocorrência desta transformação segundo três etapas distintas:

1. Primeiramente, ocorre o arrefecimento e a contração do banho metálico, sem que exista a precipitação de metal sólido. Nesta fase, a contração é facilmente colmatada, posto que existe a presença de metal a uma temperatura superior, ainda no estado líquido, que consegue alcançar essas regiões.
2. Nesta altura a contração do metal é suprida com maior dificuldade, posto que a solidificação de metal se inicia com a formação de dendrites, que dificultam o fluxo de metal líquido.
3. Prossegue a solidificação, havendo o crescimento da rede dendrítica, o que provoca a determinada altura, a coalescência dos braços dendríticos, originando o aprisionamento de metal líquido nos espaços interdendríticos, fenómeno designado por tempo de coerência interdenrítica [29].

A solidificação de metal líquido presente em poças interdendríticas, tem associada a contração característica da transformação de fase. Como essas regiões se

encontram isoladas, não é possível ser fornecido o metal líquido necessário para compensar a contração do metal, o que origina o defeito de microrechupe, como se pode observar na Figura 10 [30].

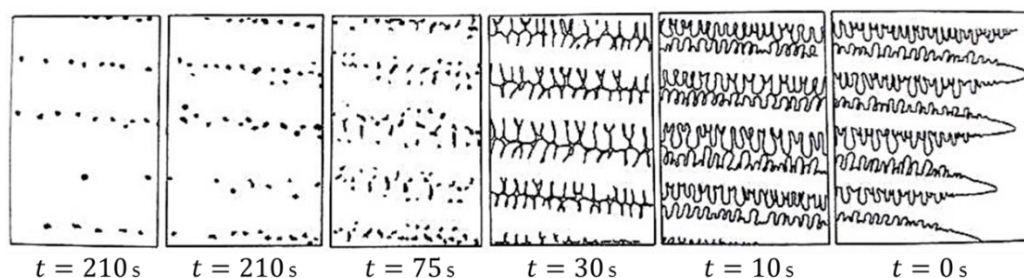


Figura 10 - Representação esquemática do crescimento e coalescência dos braços dendríticos durante o processo de solidificação[30].

O crescimento da dendrite promove a segregação de elementos alfa-géneos (Cr, Si) ou gama-géneos (C), promotores da formação de ferrite ou da austenite, respetivamente, para o líquido remanescente. Isso irá alterar o rácio entre o Cr_{eq}/Ni_{eq} , promovendo assim, a solidificação sob a forma de ferrite [30].

Especificamente, este tipo de aços, apresenta uma microestrutura que consiste numa matriz austenítica com alguma ferrite distribuída em poças descontínuas pela matriz (teores entre 5 a 20%). Industrialmente, num arrefecimento lento e após a solidificação, este material pode permanecer a temperaturas elevadas durante períodos de tempo consideráveis, proporcionando a precipitação de inúmeras fases intermetálicas, como, a *Sigma*, *Chi*, *Laves*, *G* ou Carbonetos. Na Figura 11 está apresentada a cinética de formação destas fases bem como de alguns carbonetos [22, 24].

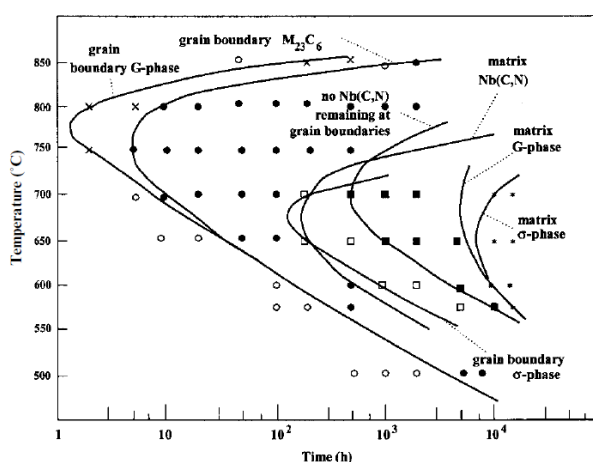


Figura 11 - Diagrama TTT das várias fases passíveis de formação de ligas resistentes a altas temperaturas [24].

Capítulo 3 - Diagnóstico do problema

3.1. CONSTATAÇÃO DO PROBLEMA

3.1.1. *Spindel*

Inicialmente, na concepção do modelo da FN 7,374, a empresa utiliza a cera azul injetada pela máquina de injeção automática Arburg para uma cavidade moldante em aço. A injeção operada através da máquina automática permite uma maior rentabilidade de produção, enquanto que a cera azul, adequada ao processamento da máquina, permite uma injeção no estado semissólido a maiores pressões, o que facilita uma estabilização mais rápida, contribuindo para uma menor suscetibilidade ao aparecimento de defeitos como o abatimento.

Na montagem do cacho, como SAG, é usado a Árvore 7, onde cada haste suporta 22 peças (11 de cada lado), inclinadas a 45°, perfazendo por cacho um total de 154 peças, tal como apresentado na Figura 12.



Figura 12 - Modelo atual do cacho da FN 7,374 na ZCP.

A carapaça cerâmica terá 8 camadas (7 camadas + *Mergulho em branco*), onde: após o *Pré-mergulho* a primeira camada é composta pelo *Banho 1*, com areamento de partículas finas de zircônia (Zr), seguido do *Pré-mergulho 2* e segunda camada com *Banho 2* e areamento de areia à base de Al_2O_3 (S2) e restantes camadas em *Banho 3* (incluindo o *Mergulho em branco*) e revestimento de partículas cerâmicas também à base de Al_2O_3 , mas de granulometria superior (S3). As pausas para secagem entre camadas cumprem os padrões genéricos apresentados na figura Figura 6.

A liga usada para o vazamento é um aço inoxidável resistente a altas temperaturas, GX 40 Cr Ni Si 25-20, internamente designado por 8870-0. A carapaça, pré aquecida a 900 °C, recebe o banho metálico entre 1570-1590 °C, onde uma única colher alimenta 2 cachos.

No dia seguinte, após arrefecimento, os cachos seguem para o abate no martelo pneumático que opera com uma pressão de 5 bar durante 0,5 minutos, seguido de 12 minutos de granalhagem de limpeza com esferas de aço, corte de gitagem e corte de peças com disco, novamente granalhagem em tambor com esferas de aço, rebarbagem, polimento manual e controlos visuais, dimensionais e geométricos. Aqui, as peças são categorizadas como: “Normais”, quando aprovadas nos três controlos acima referidos; “Poros”, quando no controlo visual se identifica este tipo irreversível de defeito; “Empenadas”, classificação que representa as peças não conformes geometricamente contudo, passíveis de recuperação que seguem nessa altura para uma etapa extraordinária.

A repetição do empeno entre os demais defeitos e a frequência respetiva a uma ordem de fabrico, tornou comum e justificável a etapa de endireitamento.

Para esta etapa são redirecionadas as peças “Empenadas”, assim classificadas após a verificação com um calibre desenhado especificamente para este fim. Este verifica o empeno da peça que se traduz num desvio geométrico: quanto à sua perpendicularidade e simetria (vide figura Figura 13), permitindo ainda a validação dimensional, quanto à largura do veio e espessura da placa segundo as especificações apresentadas na Figura 1.B1 do *Anexo B1*.



Figura 13 - Representação esquemática dos tipos de empeno suscetíveis de ocorrência na FN 7,374.

O endireitamento executado pelos colaboradores inicia-se, assim, sempre com uma força aplicada com um martelo para corrigir a perpendicularidade que é falha

frequente nas peças empenadas, seguida de confirmação, no calibre que determina a operação consecutiva.

Nessa verificação subsequente, se a peça entrar, os critérios dimensionais correspondem às especificações, bem como o critério de simetria; se não entrar, a suspeita de falha recai sobre o incumprimento do critério de simetria, exigindo uma correção com auxílio de uma prensa, que aplica uma carga de 16 toneladas à peça posicionada numa ferramenta personalizada impondo a correção para as cotas estipuladas.

A peça é verificada novamente com o calibre ultrapassando esta correção apenas quando entrar perfeitamente no mesmo. Assim, quando a peça entra, carece somente de uma nova verificação da perpendicularidade. Nesse sentido o equipamento, determina o fim da operação, quando devolve no seu mostrador os valores correspondentes ao desvio aceitável, aprovando os valores que estejam compreendidos numa variação de $\pm 0,15 \text{ mm}$ em relação ao valor inicialmente calibrado com a peça padrão (valor referencial 0). Quando isso não se verifica, manualmente, com o auxílio do martelo repete-se o procedimento inicial no sentido necessário para a correção da peça segundo as especificações.

No final, o controlo de qualidade supera a exigência estabelecida pelo cliente e submete, para além de, um ensaio de LP (Líquidos Penetrantes) a uma amostragem de 10% das peças designadas como “Normais”, um ensaio de LP a 100% das peças endireitadas.

3.1.2. *Compilação de dados*

A FN 7,374, que teve o início da sua produção no ano 2010, apresenta taxas de sucata consideravelmente indesejadas à empresa, tendo sido já responsável por uma prejuízo de 134.106€. Neste sentido, um levantamento de dados realizado permitiu um estudo da taxa de refugo interno desta FN, que se encontra exposto no gráfico apresentado na Figura 14.

É possível indicar que o valor médio de refugo causado por defeitos examinados na etapa final de processamento, toma uma média de, aproximadamente, 7%. Valor que comparativamente com outras taxas internas de refugo não faz desta FN uma das

mais gravosas. Contudo, a par do interesse em diminuir este valor este estudo admite ainda a análise da flutuabilidade de resultados explícita no presente gráfico.

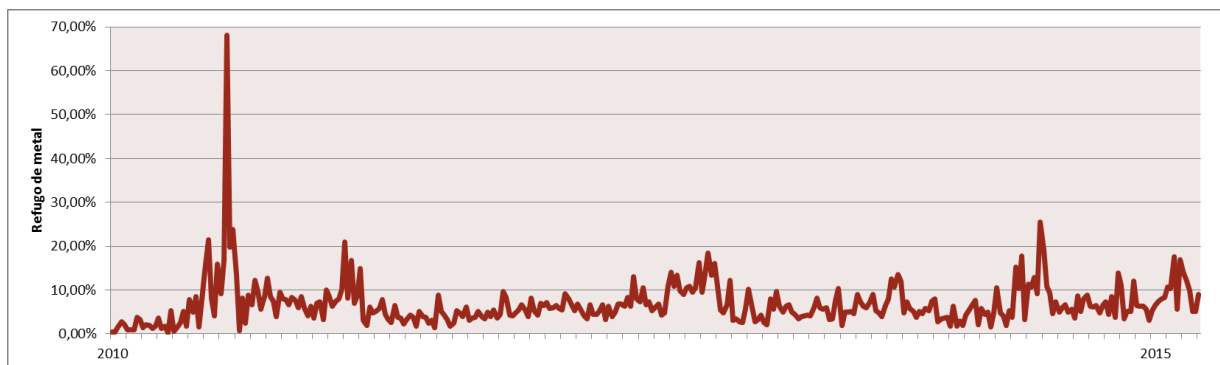


Figura 14 - Histórico da taxa de refugo da FN 7,374 desde o início da sua produção na ZCP.

Por forma a perceber melhor as razões deste refugo, as informações sobre a indicação do tipo de defeito respetivo ao refugo de cada O.F., foram organizadas no diagrama de Pareto apresentado na Figura 15.

Atendendo a esta exibição é possível identificar como defeitos críticos, ou seja, como principais defeitos promotores do refugo, os “Poros” e os “Outros”, sendo que os “Outros” estão especificados internamente como defeitos relacionados com rechupes, fissuras, abatimentos, escanadas, entre outros. Especificamente para esta FN o defeito “Outros” representa, praticamente em todos os casos, fissuras vulgarmente denominadas por estaladas.

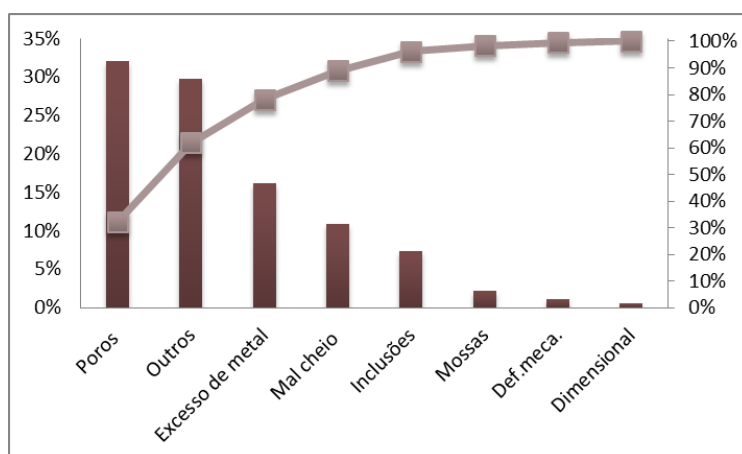


Figura 15 - Ponderação dos defeitos reportados, responsáveis pelo refugo apresentado no gráfico anterior. Neste caso, porque os “Poros” são relativos, mais concretamente, com variações de método e, porque o diagrama analisado não retrata a situação apurada mais recente, onde têm sido implementadas otimizações à variação do processo, (ver o diagrama

correspondente à Figura 2.B1 no *Anexo B1*), o defeito em estudo trata-se do que representa desde o início de produção, aproximadamente, 30% das causas de refugo, a fissura.

As peças estaladas são desviadas no final do processamento, no controlo final, resultantes de ensaio de LP, que mostra uma fissura que surge sempre num entalhe característico da geometria da peça, correspondente a uma zona de transição entre regiões com diferentes massividades, apresentando sempre a mesma direção (Figura 16).

No sentido de se entender e analisar a frequência e o impacto do problema na produção realizou-se:

- uma simulação no *software* de simulação de enchimento e solidificação usado pela empresa, o MagmaSoft, com o intuito de prever a sanidade da peça após o processo de solidificação, de acordo com os parâmetros utilizados pela empresa;
- dois acompanhamentos distintos na linha de produção que visaram a recolha física de peças fissuradas para análise e estudo da variação de parâmetros entre diferentes O.F., bem como a perceção da flutuabilidade em cima referida.



Figura 16 - Fissura detetada com a realização de um ensaio de LP a uma peça da FN 7,374.

3.1.3. *Simulação de enchimento e solidificação*

O *software MagmaSoft* é um dos programas de simulação de enchimento e solidificação, amplamente utilizado na indústria de fundição. Esta ferramenta é usada para a previsão da qualidade do fundido, mediante as condições impostas pelo utilizador (*Inputs*) [31].

Através do método de diferenças finitas, o programa permite prever a formação de defeitos que advenham de inúmeros fenómenos, como fluxo turbulento, aprisionamento de gases, contração do metal, entre outros. De facto, para a previsão de um dos principais defeitos analisados por este tipo de programas que são inerentes ao processo de fundição, o macro e microrechupe, o programa possibilita a análise de vários *outputs*, tais como: tempo de solidificação (*solidification time*), pontos quentes (*hot spot*), fracção sólida (*fraction solid*) e porosidade (*porosity*)[32].

Este tipo de defeitos, relacionado com a contração do metal, fragilizam a estrutura da peça vazada, o que, atendendo à severidade com que ocorrem, ao tamanho que apresentam ou à sua correspondente localização, podem ser causa da invalidação da mesma [1].

Neste sentido, o parâmetro do tempo de solidificação, permite ao utilizador identificar o tempo que cada região demora a solidificar, enquanto o *fraction solid* permite associar a percentagem de fase sólida, presente nas diferentes regiões da peça, a um dado momento [32].

O *output* de pontos quentes permite verificar, através da análise dos gradientes térmicos sentidos no modelo simulado, as regiões da peça que apresentam a temperatura mais elevada, no final da solidificação, pelo que se trata de um indicador de que essas terão sido as zonas a solidificar por último, tratando-se portanto das regiões suscetíveis ao surgimento deste tipo de defeito. Associado a este *output* está geralmente a análise do módulo (*feed mod*) que permite precisar qual o valor do módulo crítico da peça, (na mesma região dos pontos quentes), que é usado no dimensionamento do alimentador (se este for necessário) [32, 33].

Por último, com o resultado porosidade o programa dá indicação das regiões da peça suscetíveis à formação do defeito, dependendo a severidade deste de acordo com a percentagem associada pelo mesmo [32].

Inicialmente, com o intuito de determinar a região de módulo crítico da peça, e de correspondente ponto quente, realizou-se uma simulação apenas sob a peça, geralmente designada de *blank simulation*. Assim, verificou-se que a região de ponto quente, observável na Figura 17, se situa numa região próxima de onde se verificou

a ocorrência de fissuras nas peças produzidas. Os parâmetros utilizados na simulação encontram-se na Figura 3.B1 no *Anexo B1* [33].

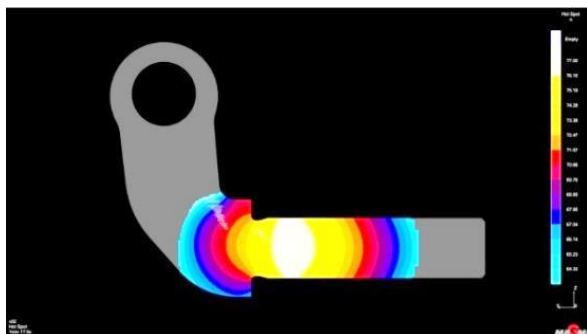


Figura 17 -Blank simulation analisada segundo o output de hot spot.

De seguida, realizou-se uma simulação utilizando o sistema de gitagem, desenvolvido pela empresa (de acordo com o módulo crítico), que se encontra atualmente em fase de produção. O objetivo foi o de através dos *outputs fraction solid*, *feed mod*, *porosity* e *hot spot*, explicitados anteriormente, verificar se ocorria e onde ocorria a formação de micro ou macro rechupe.

Depois de realizada a simulação, analisando o *output porosity*, constatou-se que o programa indicava a tendência de formação de macrorechupe, próximo da região onde era mencionada a ocorrência de fissura (Figura 18).

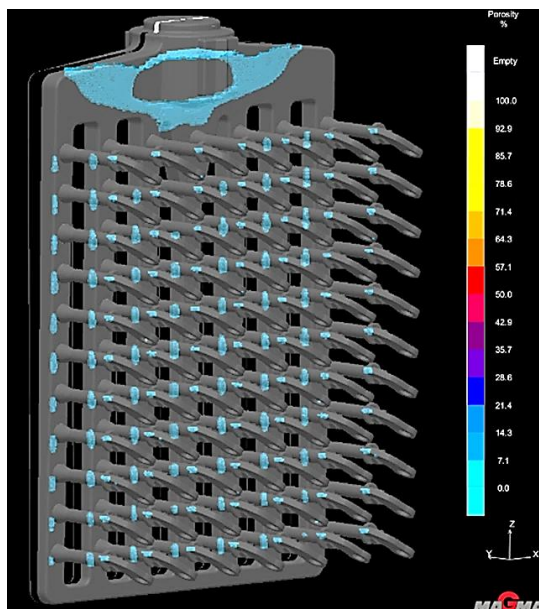


Figura 18 - Simulação da gitagem atual da FN 7,374, analisada segundo o output da porosity.

A origem da ocorrência desse defeito é identificada, depois de analisado o *output fraction solid*, em que se verificou que a um dado momento existe o corte do

caminho de alimentação, tornando impossível a compensação da contração do metal, nessas zonas (Figura 19).

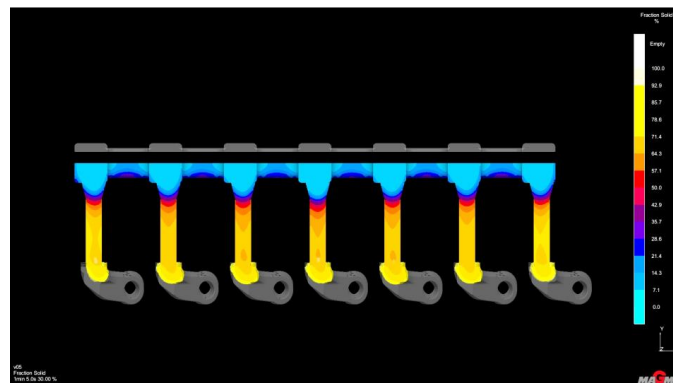


Figura 19 - Vista de topo da simulação da gitagem atual da FN 7,374, analisada segundo o *output* da *fraction solid*.

Com a análise dos resultados referentes ao *output* microporosidade verificou-se que havia a propensão de formação de microrechupe na zona do veio da peça, como apresentado na Figura 20.

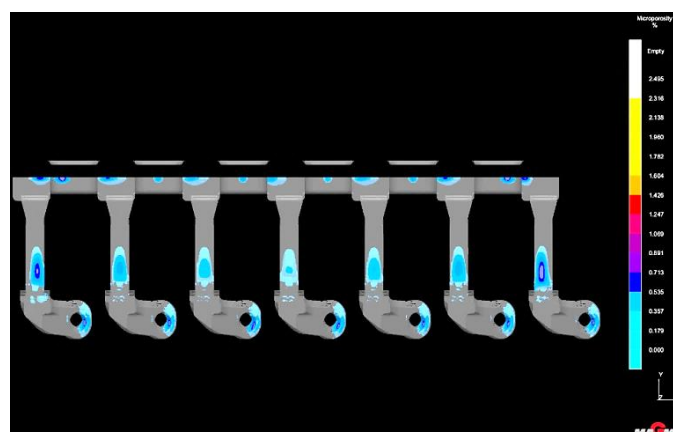


Figura 20 - Vista de topo da simulação da gitagem atual da FN 7,374, analisada segundo o *output* da *microporosity*.

3.1.4. *Estudo do defeito num cacho*

Com o principal intuito de quantificar por cacho o número médio de peças com o problema, foram acompanhados três cachos de três diferentes O.F. Para associar a influência das etapas posteriores à remoção da cavidade moldante no aparecimento da fissura, este consistiu na separação de cada cacho da respectiva O.F. após a granalhagem de limpeza e corte em ramais, granalhado novamente com *corundum*, para atingir a qualidade superficial pretendida para a análise e submetido a um ensaio de Líquidos Penetrantes.

Após a análise e recolha de peças defeituosas, as peças são regressam à linha de produção para o procedimento normal executado pela empresa, com novo ensaio final de Líquidos Penetrantes a 100% das peças. Na Figura 21 está apresentado o fluxograma desenvolvido para a realização do estudo.

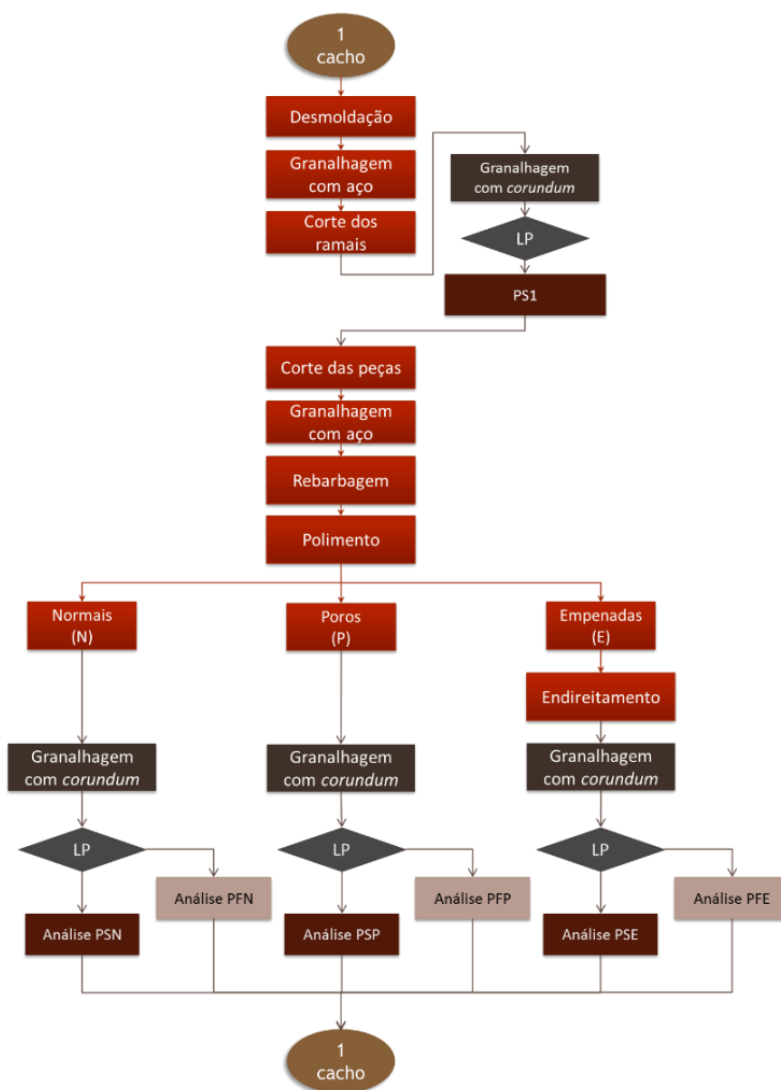


Figura 21 - Representação esquemática do procedimento adotado para o estudo do defeito num cacho.

O esquema apresentado é a versão final aplicada ao último cacho de controlo, uma vez que, os resultados referentes à primeira O.F. foram granalhados com esferas de aço na preparação da superfície para o ensaio de Líquidos Penetrantes, de acordo com a prática comum da empresa até então. Contudo, e após este estudo, com a realização de granalhagem de *corundum* no último cacho, foi observado que o ensaio de líquidos realizado sobre uma superfície assim granalhada devolve mais informação, aumentando a precisão do ensaio. Esta medida foi assim implementada

pela empresa e em todos os cachos e peças a ensaiar posteriormente. Sem que os ensaios anteriores fossem descartados, todos foram considerados para este controlo.

3.1.5. *Estudo do defeito numa O.F.*

Este controlo teve como objetivo principal a interpretação da influência de aplicação de consideráveis solicitações mecânicas às peças durante o processamento. Assim, foram avaliadas as etapas que impunham nas peças um maior esforço e identificadas como críticas. Este estudo, esquematizado na Figura 22, serviu ainda para, paralelamente, ir recolhendo amostras com o defeito para posterior caracterização.

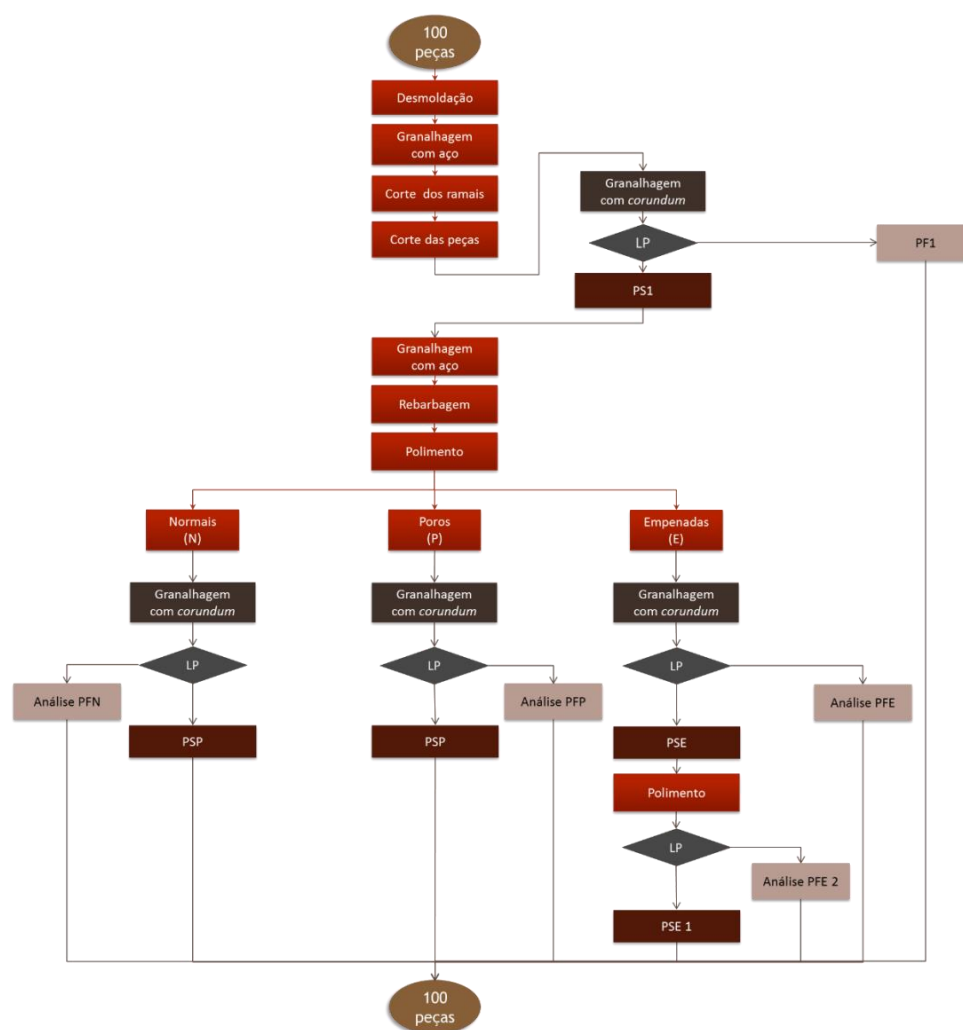


Figura 22 - Representação do procedimento adotado para o estudo do defeito numa O.F..

Neste sentido, foram acompanhadas três O.F., onde em cada uma se realizou uma amostragem de 100 unidades após o corte de peças sendo que cada amostragem foi submetida ao procedimento normal da empresa (descrito previamente na secção *FN 7,374*) e após cada etapa crítica (corte, rebarbagem e endireitamento), a

amostragem era devidamente preparada e analisada pelo ensaio de LP. As peças detetadas com defeitos irreversíveis eram retiradas do processamento, para o qual, seguiam apenas as peças sãs.

3.2. IDENTIFICAÇÃO DE SINTOMAS

Neste contexto, os sintomas, foram assumidos como os indícios, fenómenos ou circunstâncias que acompanham algo, sendo assim evidência da sua existência. Desta forma, traduzem-se nos resultados dos controlos obtidos, após o ensaio de Líquidos Penetrantes, que se encontram discutidos na secção seguinte.

3.2.1. *Discussão e apresentação de resultados*

De encontro à avaliação do impacto da fissura a nível de refugo de peças apresentam-se de seguida os resultados médios dos estudos descritos. Relativamente, ao impacto do problema numa O.F., estão apresentados na Tabela 3 os valores obtidos de peças sucataadas por fissuração bem como o impacto de cada etapa nestes valores. O universo total de resultados é apresentado na Tabela 1.B2 presente no *Anexo B2*.

A devida análise dos resultados evidencia como etapa mais problemática, o endireitamento, uma vez que 36,0% das peças empenadas são sucataadas por fissuração, representando em todo o processamento a etapa com maior taxa de peças fissuradas 92,0%. Este é um valor ainda mais penoso quando se atende, a um valor médio de 33,3% de peças empenadas por O.F.

Tabela 3 - Média e respetivo desvio padrão dos resultados obtidos no estudo do defeito numa O.F..

	Corte de peças	Rebarbagem			Endireitamento
		Normais	Empenadas	Poros	Empenadas
Entradas (valor médio)	100,0 ± 0	61,4 ± 9	33,3 ± 9	4,3 ± 2	33,3 ± 9
Fissuradas (valor médio)	1,0 ± 2	0,0 ± 0	0,0 ± 0	0,0 ± 0	12,0 ± 6
% Fissuradas / Entradas	1,0%	0,0%	0,0%	0,0%	36,0%
Distribuição de fissuradas por etapa	8,0%		0,0%		92,0%

No controlo realizado ao cacho, obtiveram-se os resultados apresentados na Tabela 2.B2 do *Anexo B2*, sendo que a média dos mesmos pode ser analisada na Tabela 4, onde se pode observar que, imediatamente, após abate e corte de ramais, nenhuma peça apresenta fissuras. É possível ainda afirmar que, tal como no controlo anterior, são as peças empenadas que representam o maior valor de refugo por fissuração,

representando uma média de 8,0% da totalidade do cacho contra apenas 1,0% das peças fissuradas das normais. Dentro das empenadas, apenas 58,1%, são efetivamente reaproveitadas.

Tabela 4 - Média e respetivo desvio padrão dos resultados obtidos no estudo do defeito num cacho.

	Corte de ramais	Controlo Final		
		Normais	Empenadas	Poros
Entradas (valor médio)	154,0 ± 0	123,4 ± 13	28,6 ± 13	2,0 ± 0
Fissuradas (valor médio)	0,0 ± 0	2,0 ± 3	11,3 ± 11	0,0 ± 0
% Fissuradas / Entradas	0,0%	1,6%	41,9%	0,0%
% Fissuradas / Cacho	0,0%	1,0%	8,0%	0,0%

O considerável desvio padrão associado aos resultados apresentados demonstra uma falha de precisão no método que se repercute numa grande flutuabilidade dos mesmos.

3.3. CARACTERIZAÇÃO E DEFINIÇÃO DO PROBLEMA

3.3.1. Caracterização metalográfica

Com o objetivo de estudar e caracterizar a fissura foi selecionada uma amostragem de 25 peças fissuradas provenientes dos estudos realizados anteriormente.

Assim, para análise em microscópio ótico, as amostras foram cortadas com disco abrasivo transversalmente ao plano da fissura, montadas a frio em resina *epoxy* e sujeitas a uma preparação metalográfica, que começou com um desbaste segundo a sequência de lixas 120, 320, 600, 1000 e 2500 *mesh* e, consequentemente, um acabamento nos panos com uma solução de diamante de 6 e 1 µm [34].

O desbaste mais grosseiro avançava, baseado no registo fotográfico dos resultados obtidos no ensaio de LP (presente na Figura 1.B2 do *Anexo B2*), até ser possível a deteção da fissura e a partir daí o objetivo era diminuir a granulometria de forma eficaz para não perder a informação relativa, promovendo polimentos mais rápidos e de menor intensidade.

Após a última etapa de acabamento, apenas em apenas 6 amostras (1,3,4,6,8 e 21) se conseguiu uma exposição clara e suficiente da fissura, observada a microscópio (*Nikon Eclipse LV 150*) e apresentada genericamente na Figura 23. Próximo da zona

do defeito foi possível detetar ainda *clusters* de microrechupes, tal como apresentado também na Figura 23.

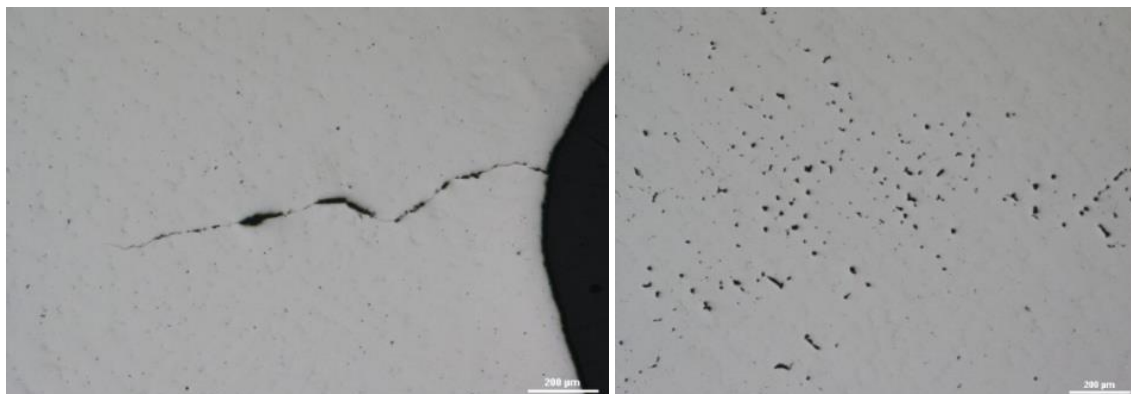


Figura 23 - (à esquerda) Exposição da fissura presente na amostra 21 segundo a secção longitudinal da peça; (à direita) *clusters* de microrechupes presentes na proximidade da zona de fissuração.

Por forma a avaliar a estrutura de solidificação e comportamento da fissura foi realizado um macroataque, que consistiu em sujeitar as amostras a uma solução de 2% de peróxido de hidrogénio e 98% de ácido clorídrico durante 45 segundos.

O resultado está apresentado na Figura 24 onde se pode observar que a fissura rasga o grão, numa zona de grãos grosseiros [34, 35].

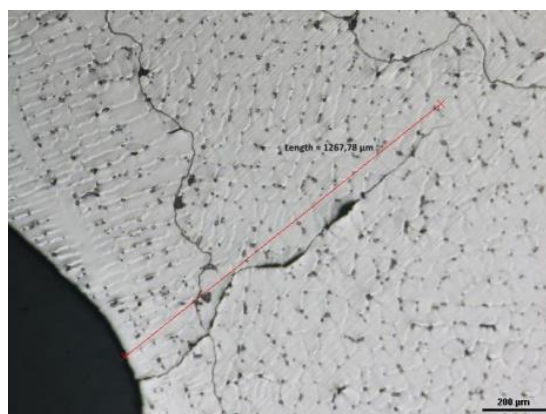


Figura 24 - (à esquerda) Resultado do macroataque realizado na secção longitudinal da amostra 2; (à direita) exposição da fissura presente na amostra 21 segundo a secção longitudinal da peça, depois de realizado o macroataque.

Por sua vez, para analisar as fases constituintes da microestrutura, foi também conduzido, posteriormente, nas mesmas amostras um ataque microestrutural referido na bibliografia como *Villela's reagent*, por 30 segundos.

Uma amostra representativa dos resultados obtidos está apresentada na Figura 25, sendo que as restantes estão apresentadas na Figura 2.B2 no Anexo B2 [34, 35].



Figura 25 - Exposição da fissura presente na amostra 21, segundo a secção longitudinal da peça depois de realizado o microataque (*Villela's reagent*).

Baseado na bibliografia, pode identificar-se a matriz austenítica, com uma rede de carbonetos precipitados na fronteira e no interior do grão. O cruzamento da informação relativa ao microataque realizado, com a informação obtida num ensaio DSC complementar, cujos resultados estão apresentados no *Anexo C*, evidencia a presença de uma segunda fase que solidifica entre os braços das dendrites austeníticas [22, 34].

Admitiu-se que se tratam de poças descontínuas de ferrite, resultantes da solidificação do líquido remanescente aprisionado entre as dendrites, onde a segregação de elementos alfacéneos presentes, como o cromo e o silício, promovem uma alteração local do rácio C_{eq}/Ni_{eq} , a favor da precipitação de ferrite [25, 26].

Pela análise microestrutural não é evidente a presença de fase *Sigma* (tão suscetível a aparecer nestes aços) [22, 34].

Ainda, em microscopia ótica, foi analisado o conteúdo da fissura, nomeadamente inclusões cerâmicas (amorfos). Isto porque havia a alguma possibilidade da fissura ter a sua formação no modelo em cera e passar para peça por recriação da geometria conferida na formação da carapaça cerâmica [1, 2].

Neste sentido, as amostras foram inspecionadas recorrendo ao modo DF (*Dark Field*), que devolve um contraste invertido relativamente ao contraste de BF (*Bright Field*) (o que é escuro passa a ser brilhante e vice-versa), muito interessante para estudar fissuras, poros e inclusões não metálicas [34, 35].

Atendendo à excitabilidade iónica de que as partículas cerâmicas são alvo, a análise em DF, de acordo com o praticado pela empresa, foi executada com a incidência de

luz ultravioleta para avaliar pela luminescência a presença de vestígios cerâmicos provenientes de uma etapa da primeira camada da cavidade moldante.

Das imagens recolhidas, expostas na Figura 3.B2 do *Anexo B2*, a Figura 26 pode ser atentada como representação geral, onde é possível inferir que nenhuma das amostras analisadas apresentam inclusões cerâmicas, uma vez que as luminescências mais intensas no interior da fissura se tratam de ruído, fenómeno comumente conhecido por efeito de parede.

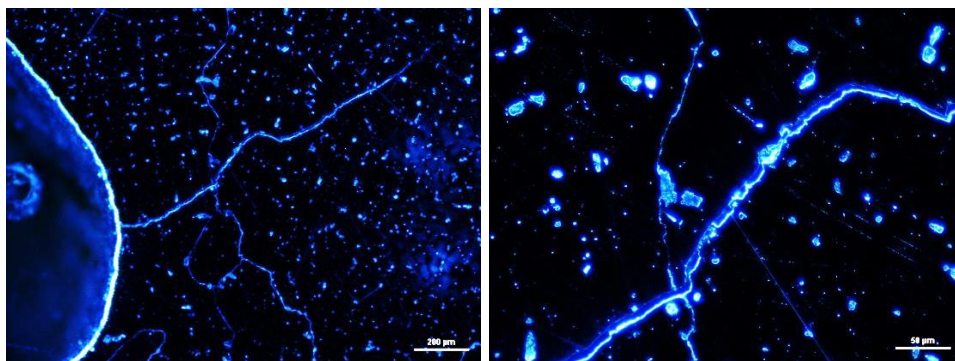


Figura 26 - Exposição da fissura presente na amostra 21 e análise do seu conteúdo em modo DF sob iluminação ultravioleta.

A presença de microrechupes próximos da zona da fissura suscitou o interesse de avaliar a presença e extensão deste defeito, pelo que foram preparadas mais 10 amostras, com e sem a indicação de fissura, que foram cortadas paralelamente ao plano da fissura, segundo a mesma preparação metalográfica anteriormente descrita. Dessas, 7 apresentaram microrechupes, como os presentes na Figura 27.



Figura 27 - Apresentação de três secções transversais de amostras com a presença de microrechupes.

3.3.2. Caracterização química

A microscopia eletrónica de varrimento (SEM, *Scanning Electron Microscopy*) integrando uma unidade de deteção de Raios-X (EDS/WDS, *Energy/Wavelength-Dispersive Spectroscopy*) permite obter imagens numa gama de ampliação superior

relativamente à microscopia ótica de reflexão, com uma profundidade de campo de 30 μm bem como uma análise semi-quantitativa dos elementos químicos na superfície dos materiais. Assim, é muito interessante para avaliar a morfologia da superfície de fratura e validar a presença de fases [36].

Pelo que se justificou uma análise em SEM de duas superfícies de fratura relativas a duas diferentes amostras, indicadas para o efeito uma vez que apresentavam fissuras grosseiras aquando do ensaio de LP. A essas duas amostras foram aplicadas cargas para que cedessem pela fissura e expusessem a zona de fratura correspondente à fissura, como mostra a Figura 28.



Figura 28 - Fratura imposta nas duas amostras para análise em SEM.

As morfologias das duas amostras são demonstrativas de um tipo de fratura dúctil, como é característico deste tipo de material (ver Figura 4.B2 apresentada no *Anexo B2*). Os resultados obtidos nesta análise evidenciaram, em ambas as amostras, a presença de microrechupes tal como indicado anteriormente (ver Figura 29). Na Am_2, identificou-se a presença de um filme heterogeneamente disperso pela zona de fratura [37].

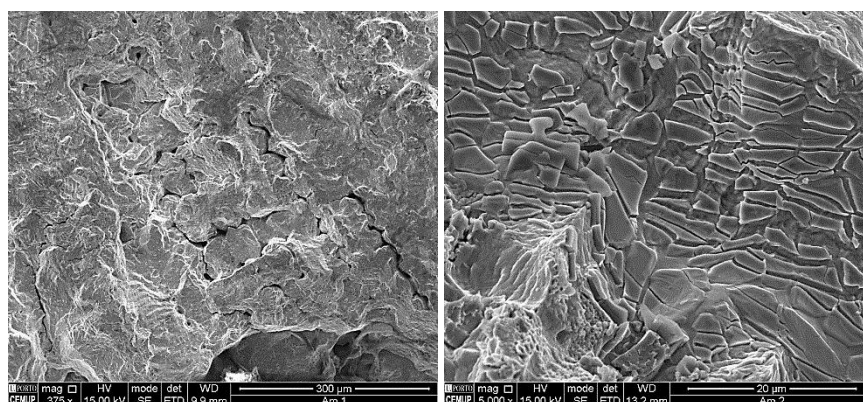


Figura 29 - (à esquerda) Resultado de SEM que evidencia a presença de microrechupes na superfície da zona de fratura (à direita) Resultado de SEM que evidencia a presença de um filme disperso na superfície da zona de fratura.

Com uma análise aprofundada, recorrendo ao EDS, e por comparação com a bibliografia foi possível deduzir que se trata do carboneto $M_{23}C_6$. (atender os resultados expostos na Figura 5.B2 no Anexo B2) [38].

Este tipo de carboneto é representativo na maior parte das vezes, como no presente caso, do carboneto de cromo, pelo que é também comumente designado por $Cr_{23}C_6$. Contudo, outros elementos podem substituí-lo parcialmente, pelo que a fórmula pode ser descrita como $(CrFeMo)_{23}C_6$. Na prática, as principais consequências da sua precipitação, são a diminuição da resistência à corrosão intergranular, uma vez que em seu redor ocorrerá uma diminuição considerável do teor de cromo, e a diminuição da resistência mecânica e ductilidade [39].

3.3.3. *Definição da fissura*

De acordo com os resultados, pode assumir-se que a fissura tem a sua formação numa etapa posterior ao vazamento, uma vez que a análise do seu conteúdo descartou a hipótese de esta ser formada em etapas anteriores.

Baseado na análise macroestrutural do defeito, conclui-se que, o mesmo se trata de uma fissura que atravessa o grão, que é consideravelmente grosseiro, e, por isso é caracterizada como intragranular. As restantes análises, permitem inferir que a mesma, nucleia e propaga, numa zona fragilizada pela presença de microrechupes e carbonetos $M_{23}C_6$.

Apesar da elevada suscetibilidade destes aços à fissuração a quente (em anglo-saxonico, *Hot Tearing*), a fissura, ao contrário do que é característico deste tipo de defeito, não se propaga intergranularmente, nem se apresenta de uma forma irregular com várias ramificações. Para além disso, especialmente para as ligas de aço, a superfície de fratura apresentar-se-ia oxidada, porque tal como o nome indica, a fissura é originada a altas temperaturas, o que não se verificou na análise da superfície da fratura [40, 41].

A fissura foi entendida como um fenómeno conhecido como *Cold Cracking*, que contrariamente à fissuração a quente, ocorre abaixo da real temperatura de *solidus*, em condições de fora de equilíbrio, verificada na solidificação da peça. Enquanto *tearing* está associado a uma falha irregular num material menos resistente, *cracking*

trata-se de uma fenda, comparativamente, mais linear e suave, que é característica de materiais mais resistentes [40, 41].

Capítulo 4 - Abordagem de resolução

4.1. DETERMINAÇÃO E ANÁLISE DAS POSSÍVEIS CAUSAS

O fenómeno de *Cold Cracking* encontra a sua força motriz para a nucleação e propagação da fissura, na aplicação de uma carga excessiva, sendo esta a principal causa do nosso defeito. Contudo, não se pode ignorar que o defeito ocorre numa zona fragilizada com a presença de microrechupes. Caso não houvesse a presença deste defeito, seria expectável uma melhor resposta por parte da peça, quando fosse sujeita a solicitação mecânica [40, 41].

O que se sucede é que, durante o processo de solidificação é originada uma rede dendrítica, em que ocorre o aprisionamento de poças de banho de metálico entre os braços secundários das dendrites. O microrechupe é provocado porque, existindo uma contração associada à solidificação do metal, e estando essas poças isoladas, não existe forma de lhes ser fornecido o metal líquido necessário que compense essa contração. Em grosso modo, a sua ocorrência é praticamente inevitável, sendo que no entanto é possível proceder-se ao seu redireccionamento, através de solidificação dirigida, provocada pela alteração do SAG [29, 42].

Uma causa, ainda que parcial, a evidenciar é o empeno. O empeno das peças obriga que a recuperação passe por uma etapa de endireitamento, explicitada anteriormente (vide secção FN 7,374), que sujeita a peça a um acréscimo de esforço mecânico. Dessa forma, com o intuito de minimizar o número de peças empenadas, que está associado a um maior número de peças fissuradas, bem como a etapas adicionais de controlo, realizou-se um estudo para averiguar as causas do empeno.

Inicialmente, foi necessário proceder-se à sua caracterização. Neste sentido, realizou-se um levantamento das potenciais causas que remetem para a obtenção de peças empenadas de acordo com cada etapa. São elas:

- Cera
 - Extração ineficaz d modelo em cera da cavidade moldante
 - Falta de silicone de um dos lados

- Integridade da cavidade moldante comprometida por má limpeza (lixo agregado) e/ou danificado (com a presença de uma contra-saída indesejada)
- Desajuste de parâmetros da máquina (temperatura demasiado alta, entre outros)
 - Armazenamento e manuseio incorreto das peças após injeção
- Fusão
 - Contração impedida prevista aquando da solidificação do metal na cavidade moldante
- Acabamentos
 - Desajuste de parâmetros no abate (tempo e/ou carga de exposição excessivos)

Atendendo à diversidade e por forma a organizar os tipos de empenos suscetíveis nesta FN, bem como identificar o tipo mais frequente, foi realizada a análise descrita, na Figura 30, a uma amostragem de 300 peças de uma O.F., que permitiu identificar e nomear os tipos de empeno.



Figura 30 - Procedimento adotado na identificação dos tipos de empeno suscetíveis da FN 7,374.

Recorrendo ao *SimulationXpress Analysis*, do SolidWorks disponível na empresa, foi realizada uma simulação de tensões sofridas em cada peça respetivas a cada tipo de

empeno, onde pode ser analisado uma concentração de tensões na região comum ao aparecimento da fissura, evidenciando a influência prejudicial do empeno na problemática em estudo (acompanhar os resultados na Figura 31).

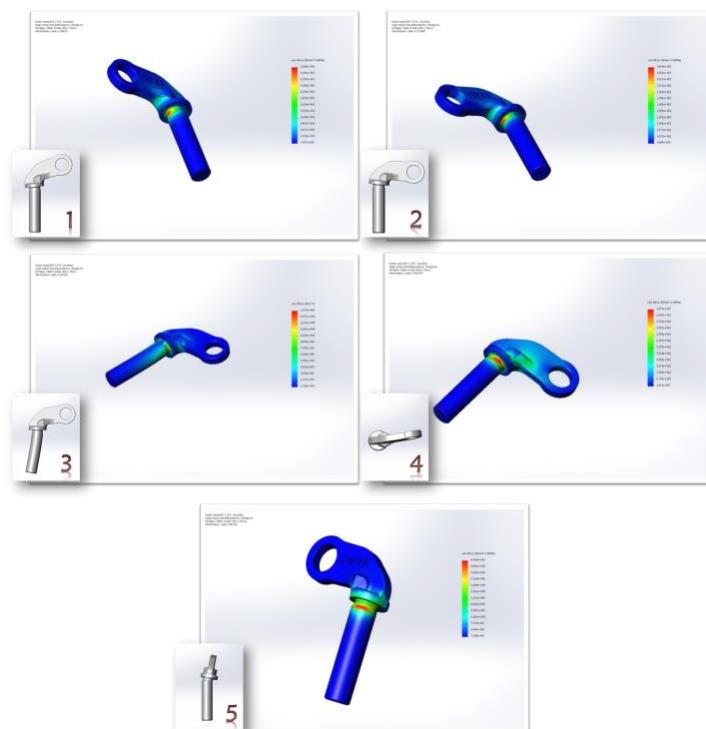


Figura 31 - Resultados obtidos com as diferentes simulações realizadas no *SimulationXpress Analysis* do SolidWorks para os vários tipos de empeno.

Com a mesma amostragem, procedeu-se análise quantitativa para avaliar a frequência de cada tipo, visando o estudo das principais causas. Assim, os resultados apresentados na Tabela 5 revelam que os empenos intitulados como 1 e 3 (ver Figura 31) se destacam consideravelmente entre os demais.

Tabela 5 - Tipos de empenos e respectivas frequências médias da FN 7,374

Tipo de empeno	1	2	3	4	5
Frequência	67,0%	0,3%	21,7%	9,0%	2,0%

Admitindo as particularidades destes tipos de empeno foi desenvolvido previamente pela empresa uma correlação de cada tipo com as suas possíveis causas, assim associa-se: o tipo 1, a um fenómeno de contração impedida e/ou à solicitação mecânica imposta posterior ao vazamento (como por exemplo no abate); e ao tipo 3, também a solicitação mecânica posterior ao vazamento e/ou a solicitação mecânica, na conceção do modelo, por exemplo, a ineficaz extração da peça da cavidade moldante.

4.2. ADOÇÃO DE MEDIDAS CORRETIVAS

4.2.1. Plano de medidas proposto

Redução de solicitação mecânica

A etapa de abate da carapaça cerâmica que sujeita todo o cacho a solicitações mecânicas não é responsável pelo maior número de peças fissuradas (atentar a secção *Estudo de uma O.F.*). Contudo, e admitindo a possibilidade de deformação das peças após solidificação, as severas tensões impostas, nesta etapa, podem ser responsáveis pela deformação das peças (fenómeno denominado por empeno) ou pela nucleação de fissuras verificadas em etapas posteriores.

Nesta etapa, a aplicação da força é exercida sobre o SAG e não diretamente sobre as peças, o que atendendo ao princípio físico do momento de uma força, em que se define o momento como a grandeza da projeção da força sobre um plano perpendicular ao eixo, a força aplicada sobre o SAG, cria um momento, que se traduz numa grandeza vetorial responsável pela tensão sentida na peça. Adicionalmente, a vibração imposta pelo martelo promove a origem de outro momento, e atendendo à frequência de vibração deste, maior será o momento sentido no ponto de encastramento, a zona de fissuração (vide Figura 32) [43].

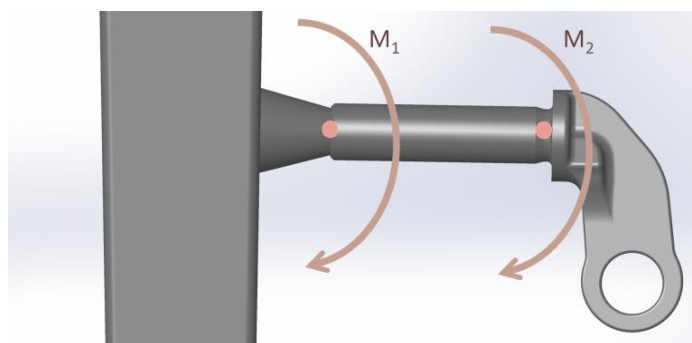


Figura 32 - Representação esquemática dos momentos sentidos ao longo da peça durante o abate da carapaça cerâmica.

Convém ressaltar que, para além da solicitação mecânica imposta ser relevante para o estudo da fissuração, a etapa de abatimento, comparativamente com outras compreendidas no processo, é facilmente controlada.

Assim, foi conduzido um ensaio, em que se procedeu à diminuição da carga utilizada, com o intuito de comprovar a correlação entre essa diminuição e a taxa de peças fissuradas e/ou empenadas.

A experiência consistiu no abate de carapaça de 3 cachos da mesma O.F. a uma pressão de apenas 2 bar por um período de tempo, que foi definido experimentalmente, tendo em atenção que o estado de desmoldação final deveria ser o mesmo que o obtido no abate a 5 bar.

Redução de tamanho de grão

Durante o processo de solidificação, o desenvolvimento de grãos de tamanho reduzido reproduz alterações ao nível das propriedades. Para além de ser associado a um tamanho de grão reduzido, uma menor concentração de impurezas junto da fronteira de grão, existem outros aspetos resultantes da afinação do tamanho de grão, que podem ser relevantes para as propriedades que se pretendem obter no produto final, tais como:

- melhor resistência mecânica;
- maior tenacidade;
- melhor resistência à fadiga;
- melhor resistência à fissuração a quente durante a solidificação;
- melhor resistência à fissuração durante a soldadura e durante o corte por chama;
- melhor resistência à corrosão intergranular;
- tensão de cedência mais elevada (de acordo com a lei de *Hall Petch* (ver Figura 1.D do Anexo D) [40, 44];

Ora, sendo que no nosso caso de estudo, com a redução do tamanho de grão, se perspectivavam ganhos interessantes ao nível das propriedades, nomeadamente maior resistência mecânica, tenacidade e tensão de cedência, que poderiam permitir a resolução do problema de fissuração que se verificava nas peças, recomendaram-se duas medidas no sentido de provocar a afinação do tamanho de grão: adição de inoculante ao banho metálico e imersão do cacho de cera numa lama de zircónia com aluminato de cobalto [1, 41].

INOCULANTE

Um dos métodos usualmente empregues, no processo de fundição, para o afinamento do tamanho de grão é a adição de substâncias inoculantes ao banho metálico, que durante a solidificação atuam como agentes de controlo do tamanho e morfologia do

grão. Em grosso modo, a adição de inoculante fornece zonas de nucleação e propicia o aumento do número de grãos a serem formados durante a solidificação, o que impede o seu crescimento exponencial e resulta num menor tamanho de grão médio final [1, 41].

Para uma boa eficácia da atuação do inoculante, este deverá apresentar uma temperatura de ponto de fusão elevada (superior à da liga a vaziar), uma boa dispersão das partículas inoculantes e, não alterar significativamente a composição química da liga vazada [1, 41].

Neste caso específico, foi utilizado um inoculante à base de Silício com Ferro e um teor residual de Alumínio, sendo que o método de inoculação empregue foi o de adição direta na colher de vazamento. Esta seleção admitiu o procedimento normal adotado pela empresa para esta liga específica.

BANHO DE COBALTO

Outro método comumente utilizado, na indústria da fundição de precisão, para potenciar a formação de grãos de tamanho reduzido durante a solidificação, é a sujeição do cacho de cera, a um primeiro banho de lama cerâmica, que consiste numa mistura de lama de zircónia com aluminato de cobalto [19].

No fundo, o princípio teórico, semelhante ao da simples adição de um agente inoculante ao banho metálico, é o de fornecer pontos de nucleação, que permitem a formação de um número elevado de grãos durante a solidificação, resultando num tamanho de grão final reduzido. Contudo, neste caso, a substância inoculante não é aplicada ao banho metálico, mas sim à lama cerâmica que irá constituir a primeira camada da carapaça cerâmica. Dessa forma, quando a liga for vazada para dentro da cavidade de moldação, no seu interior, o banho metálico irá entrar em contacto com essa camada e com a substância inoculante, ocorrendo a reação [19].

Alteração do sistema de gitagem

Ainda que de forma indireta, uma outra abordagem para a minimização da fissuração esteve relacionada com a modificação do sistema de gitagem, atualmente utilizado na empresa (este sistema encontra-se na Figura 18 na secção *Simulação de enchimento e solidificação*). Esta medida foi considerada, posto que depois da

análise microestrutural, se verificou que na região da peça em que ocorria a formação de fissuras, estava associada a presença de microrechupes [29, 45].

Como previamente referido estes fragilizam a estrutura, uma vez que podem atuar como concentradores de tensões e propiciar a formação de fissuras, quando as peças estivessem sujeitas a gradientes térmicos ou a solicitações mecânica [29].

Porque a origem desse defeito assenta na falta de fornecimento de metal líquido suficiente para compensar a contração do metal, durante o processo de solidificação das peças, a alteração do sistema de gtagem teve em atenção o reposicionamento do canal de ataque à peça, de forma a ser potenciada a alimentação de metal à mesma, especialmente à zona crítica, durante um período de tempo mais prolongado [29].

Assim, optou-se por redesenhar o sistema de alimentação e gtagem, alterando a geometria do ataque recorrendo a uma que já era produzida internamente para outro componente (ver Figura 2.D presente no *Anexo D*), sem alterar a árvore usada para o SAG, bem como, sem diminuir o número de peças por cacho, por forma a manter o rendimento de produção. Para o efeito, esta alteração foi avaliada com o auxílio do *software* de simulação de enchimento e solidificação Magmasoft, em que se analisou o *output* de microporosidade resultantes.

4.2.2. *Apresentação e discussão dos resultados do plano de medidas proposto*

Redução de solicitação mecânica

A diminuição da pressão do abate de cachos para 2 bar, foi operada segundo diferentes intervalos de tempo, uma vez que se observou que o mesmo período não era suficiente para todos. Assim os tempos executados foram: 2,5, 3 e 5 minutos (consideravelmente superiores aos 0,5 minutos necessários no abate de 5 bar).

A análise foi baseada na comparação dos resultados obtidos no abate de 2 bar com os restantes cachos que seguiram o procedimento normal (5 bar). Isto é uma situação mais interessante do que a comparação com os resultados obtidos nos controlos iniciais uma vez que, apesar de se admitir iguais procedimentos, é preciso estar consciente das variáveis, características do método e do meio fabril. Dos resultados

apresentados na Tabela 1.D do *Anexo D*, determinou-se a média e respetivo desvio padrão dos mesmos, bem como a distribuição percentual que pode ser analisada na Tabela 6. No caso da percentagem de peças fissuradas, a mesma é relativa à sua classificação, por exemplo, está indicada na tabela a percentagem de peças fissuradas relativa às peças empenadas produzidas.

Tabela 6 - Média dos resultados obtidos com a utilização de uma carga de abate de 2 Bar em contraste com os obtidos segundo o procedimento normal (5 Bar).

	5 Bar			2 Bar		
	Peças	Peças Fissuradas	$\bar{x} \pm \sigma$	Peças	Peças Fissuradas	$\bar{x} \pm \sigma$
	(%)	(%)		(%)	(%)	
Normais	69,3	0,0	117,3 \pm 14	76,2	0 \pm 0	0
Empenadas	28,8	8,5	28,0 \pm 3	18,2	0,3 \pm 1	1,19
Poros	1,9	0,0	8,7 \pm 12	5,6	0 \pm 0	0

Pelos resultados da Tabela 6, é possível confirmar a influência da pressão de abate no rendimento de produção, quer a nível do número de peças fissuradas final, como a nível do número de peças empenadas e ainda a nível de peças fissuradas sujeitadas a endireitamento. Com esta proposta, tanto se alcançou uma diminuição do número de peças empenadas, como do número de peças empenadas que apresentaram fissura, pelo que se atingiu um aumento no rendimento de produção como no rendimento de recuperação.

A oscilação inerente ao número de peças fissuradas é representada pelo desvio padrão. Por questões de condições de produção não foi possível calcular os valores respetivos de desvio padrão dos cachos que seguiram o procedimento normal, o que obriga a uma comparação deste indicador com os valores apresentados nos estudos iniciais. Assim observa-se uma diminuição severa, característica da erradicação quase completa do problema de fissuração.

Redução de tamanho de grão

Os resultados obtidos com a realização dos ensaios em que se considerou a adição de inoculante ao banho metálico e a utilização do *Banho de Cobalto*, como primeira camada, na produção da carapaça cerâmica, encontram-se apresentados na Tabela 7 e cumprem a mesma organização utilizada na apresentação dos resultados

obtidos na medida anterior (Tabela 6). Ambos os ensaios foram levados a cabo numa O.F., à parte, respeitante aos mesmos.

Ora, a análise dos resultados foi realizada, estabelecendo uma comparação com a mesma O.F., anteriormente referida, em que se utilizou uma pressão de 5 bar, visto que representa a produção normal e que apesar de se tratarem de O.F. diferentes, o facto de terem sido executadas consecutivamente, sob condições idênticas (carga no forno, condições de arrefecimento, entre outros), garante que esteja presente uma menor variação de parâmetros.

Tabela 7 - Resultados obtidos com as medidas de redução do tamanho de grão (Adição de inoculante e *Banho de Cobalto*) em contraste com os obtidos segundo o procedimento normal (5 Bar).

	5 Bar		Adição de Inoculante		Banho de Cobalto	
	Peças	Peças Fissuradas	Peças	Peças Fissuradas	Peças	Peças Fissuradas
	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
Normais	69,3	0,0	73,3	0,0	72,1	0,0
Empenadas	28,8	8,5	25,3	10,2	26,6	0,0
Poros	1,9	0,0	1,3	0,0	1,3	0,0

Observando os resultados indicados na tabela, comprova-se que com a implementação de ambas as medidas, o número de peças empenadas resultantes se manteve idêntico ao que era produzido. Para além disso, verifica-se que com a adição de inoculante a percentagem de peças fissuradas é muita próxima da verificada na produção normal (5 bar) e que com a implementação da medida que envolve o *Banho de Cobalto* se conseguiu diminuir radicalmente a percentagem de peças fissuradas no geral, e, mais especificamente, as peças fissuradas por empenadas.

Estes resultados podem ser justificados pela presença de uma estrutura mais resistente, ou seja, uma estrutura com grãos mais finos, que pode ser comprovada por uma análise metalográfica seguida de ataque químico. Na Figura 33, estão apresentadas as microestruturas referentes às amostras íntegras representativas: de produção normal, com adição de inoculante e com a primeira camada em *Banho de Cobalto*. Nesta análise foram avaliadas 3 amostras de cada condição pelo que as restantes podem ser observadas nas Figuras 3.D, 4.D e 5.D presentes no *Anexo D*.

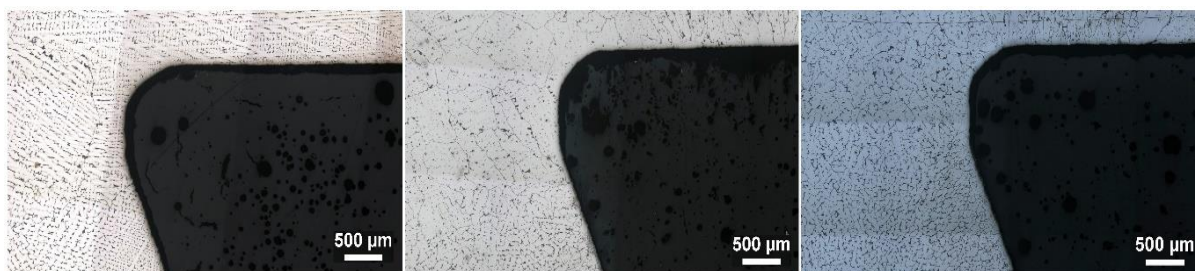


Figura 33 -Microestrutura próxima da região correspondente ao aparecimento comum de fissura, revelada pelo microataque *Vilella's reagent*, de: (à esquerda) uma amostra íntegra de produção normal, (ao centro) uma amostra íntegra com adição de inoculante e (à direita) uma amostra íntegra cuja primeira camada é de *Banho de Cobalto*.

Observa-se assim que, o inoculante não promoveu uma estrutura tão fina como o *Banho de Cobalto*, o que vai de encontro com os valores de peças fissuradas respetivos.

Alteração do sistema de gitagem

Depois de alterado o sistema de gitagem, realizou-se uma simulação no *software* Magmasoft, segundo os mesmos parâmetros, que haviam sido utilizados nas simulações anteriores (vide secção de *Simulação de enchimento e solidificação*). Por forma a ser possível comparar a eficácia de ambos os sistemas, analisou-se o *output microporosity* (ver Figura 34).

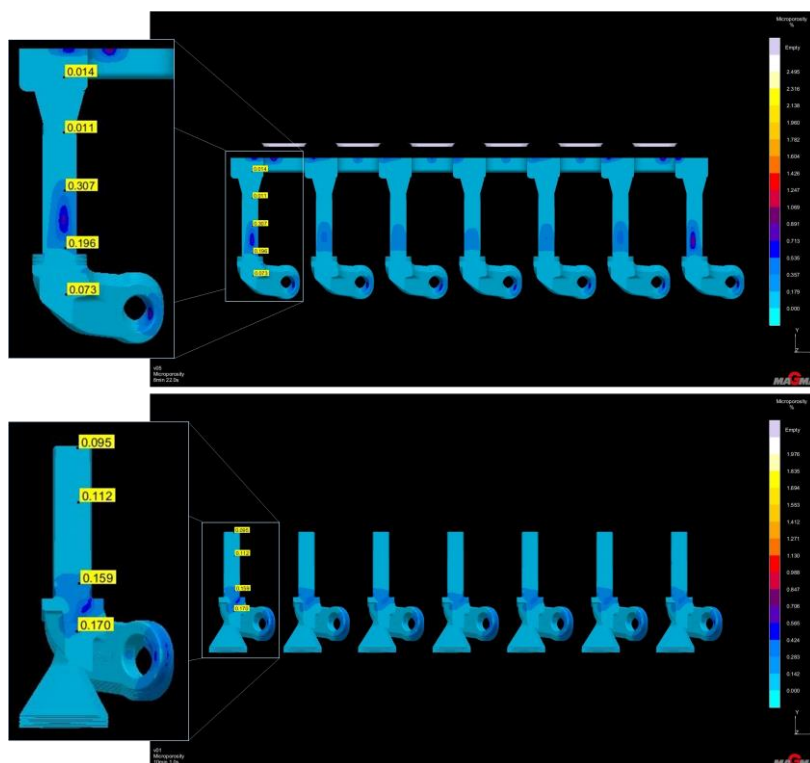


Figura 34 - Vista de topo da simulação do sistema de gitagem da FN 7,374 analisada segundo o *output da microporosity* (à esquerda) atual e (à direita) proposto.

Com os resultados obtidos na simulação, foi possível observar-se que, com a alteração do sistema de gitagem, a formação de microrechupe (*microporosity*), migrava para uma zona mais próxima de onde ocorre a fissura

Contudo, é possível observar também que a diminuição da percentagem, associada à zona crítica, corresponde a uma diminuição esperada da severidade da microporosidade, apresentada pelas peças. Esta medida reduziria, neste sentido, a fragilização da zona suscetível à fissuração

Seleção de medidas

Como não foi possível validar fisicamente a alteração do sistema de gitagem, por questões de produção, foram analisadas somente as duas primeiras propostas. Pelo gráfico presente na Figura 35 é possível selecionar as propostas mais interessantes na solução do problema.

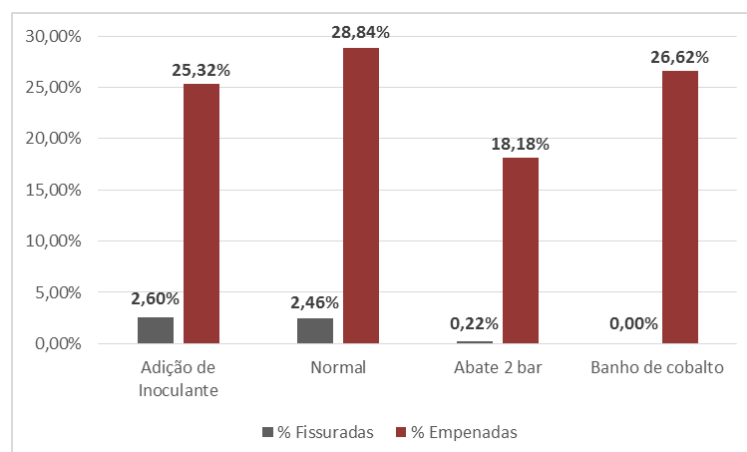


Figura 35 - Contraste entre as percentagens de peças fissuradas e empenadas das medidas propostas validadas experimentalmente e das percentagens relativas ao procedimento normal.

Assim, apurou-se que a adição de inoculante não é relevante para o caso de estudo, apresentando piores resultados que a produção normal, e que a utilização do *Banho de Cobalto* é a proposta mais interessante a nível da redução de peças fissuradas, mantendo, contudo, praticamente, os valores de peças empenadas.

A proposta de diminuição da pressão de abate reduz consideravelmente, quer o valor de peças fissuradas, quer o número de peças empenadas, relativamente, à produção normal.

4.3. ANÁLISE ECONÓMICA DA IMPLEMENTAÇÃO DAS MEDIDAS SELECIONADAS

4.3.1. *Redução da solicitação mecânica*

Segundo os registos internos da empresa, até à presente data, a faturação perdida pela mesma relativa à fissuração corresponde a um valor médio de 40.340€. Só no passado ano foram perdidos, aproximadamente 5.190€ devido à fissuração. A proposta apresentada traduz-se numa diminuição de peças fissuradas em 91,06%, ou seja, na prática a implementação desta medida no ano anterior teria sido responsável pela perda de apenas 464€ (4.726 € poupados)

Outros aspetos não considerados nestes valores que a tornam uma proposta ainda mais interessante baseiam-se no facto de que as peças empenadas, também alvo de estudo nesta análise, envolvem etapas de valor não acrescentado, como a etapa de recuperação (endireitamento) e a sobrecarga no controlo final (ensaio de LP a 100%), que promovem o aumento do custo de produção da peça. Em acréscimo, é conhecido que a etapa de recuperação por endireitamento não é totalmente eficaz, acrescentando ainda uma parcela ao refugo por fissuração.

Se submetermos uma análise mais atenta neste sentido, os resultados mencionados, apontam que esta medida aumentaria o rendimento de recuperação em 85,88%. Mais se evidencia, que, uma vez que as peças empenadas diminuíram em 36,80%, este valor seria diretamente proporcional com a diminuição do valor não acrescentado característico das mesmas.

4.3.2. *Banho de Cobalto*

Esta medida, por seu lado apresenta uma grande redução a nível de peças fissuradas (100%). De facto, a análise metalográfica, discutida e apresentada anteriormente comprova a eficácia deste tratamento na minimização do tamanho de grão, o que dá uma maior garantia de que os valores permaneceriam próximos de zero, caso esta medida fosse incorporada no processo de fabrico, posto que a mesma é mais facilmente reproduzível, comparativamente com a medida anteriormente mencionada, em que a margem de erro associada é maior.

Se isto se validasse era possível erradicar com o ensaio extraordinário de L.P. a 100% das peças empenadas (operação de valor não acrescentado). O mesmo, não se verifica para a etapa de endireitamento, uma vez que o número de peças empenadas, praticamente se mantêm.

Esta medida, do ponto de vista económico, evitava todo o valor referente ao refugo por fissuração, contudo a nível processual trata-se da substituição do *Banho 1* por um banho mais dispendioso, o *Banho de Cobalto*, e da operação robotizada para uma operação executada manualmente.

Capítulo 5 - Conclusões

Com a realização da presente dissertação foi possível concluir os aspetos a seguir enumerados.

- I. Relativamente ao mapa de análise de defeitos adotado para a resolução do problema em estudo, é possível afirmar que o mesmo permitiu a caracterização detalhada do defeito e orientou uma linha de pensamento que permitiu o planeamento de propostas de otimização válidas. Contudo, o mapa pode apresentar-se um pouco limitado em situações onde, a análise de um determinado defeito se depare com uma interligação entre vários, implicando uma atuação complementar sobre defeitos paralelos. Como é o presente caso, uma vez que a fissura não pode ser interpretada isoladamente, ignorando por exemplo, a presença de microrechupes.
- II. Das propostas apresentadas faltou validar experimentalmente a alteração do sistema de gitagem, que não foi possível devido à interrupção de produção da FN durante o estágio. Sendo que das medidas validadas de redução de tamanho de grão e de redução solicitação mecânica no abate da carapaça, se concluiu que apenas a redução do abate para 2 bar (invés dos 5 bar normais) e da substituição do banho da primeira camada, *Banho 1* para *Banho de Cobalto*, se traduziam em resultados positivos relativamente à produção normal.
- III. A solução que melhor atendeu à diminuição do refugo por fissuração foi o *Banho de Cobalto*, porém se alargarmos a nossa perceção do problema, fazendo uma análise onde se incluam as peças “Empenadas” obtemos um melhor compromisso, entre diminuição de ambas (peças “Empenadas” e fissuradas), com a diminuição

da solicitação mecânica no abate. Esta extrapolação para a análise económica aliada aos custos de implementação de cada medida, coloca a diminuição da solicitação mecânica num patamar superior de escolha. Na prática, a implementação desta medida no ano transato teria evitado um prejuízo de 4.726 € (91,06% a menos de peças sucataadas por fissuração).

- IV. As medidas testadas, indo de encontro ao objetivo inicialmente estabelecido, permitem um maior controlo do valor, esperado, de peças fissuradas. A origem de tal facto, face aos valores apresentados, pode ser vista pelo solucionamento quase completo do problema de fissuração.
- V. A alteração do sistema de gitagem, avaliada pelos resultados do programa de simulação MagmaSoft, ofereceu vantagens a nível da diminuição de microrechupes. No entanto, convém atender à discordância entre os resultados das simulações e os obtidos na realidade.
- VI. A realização desta dissertação, para além do estudo do problema, permitiu a evidenciar a influência do tipo de granalhagem que precede o ensaio de LP. Conclui-se assim que a granalhagem com esferas em *corundum*, permite uma leitura mais correta e explícita (sem tanto ruído) do ensaio, contrariamente à granalhagem com esferas de aço, praticada pela empresa até então.

5.1. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Baseada num problema industrial, a realização da presente dissertação, foi uma experiência gratificante e construtiva que, num trabalho abrangente a diferentes áreas envolvendo diversos recursos, permitiu uma aproximação multidisciplinar da academia ao ambiente fabril.

Capítulo 6 - Sugestões para trabalho futuros

Com a finalização deste trabalho surge o interesse de adotar ações e/ou explorar outras temáticas complementares ao mesmo, no sentido de otimizar o processo de fabrico, tais como:

- estudar e otimizar métodos que permitam diminuir a taxa de refugo relativa aos poros, uma vez que, admitindo o histórico de produção da peça, é a principal causa de refugo;

- validar experimentalmente a proposta de alteração do sistema de gitagem proposto;
- validar em condições de produção a proposta de diminuição da carga de abate. Apresentada como a proposta mais eficaz no solucionamento da problemática da fissuração a frio, esta impõe, no entanto, um considerável aumento no tempo de operação, carecendo de uma adaptação prévia à sua implementação em ambiente fabril;
- estudar a proposta de implementação de colagem automática desenvolvida pelo Engº João Gomes, uma vez que existe a possibilidade de casos de empeno terem origem na etapa de conceção do modelo (colagem);
- validar experimentalmente o *software* de simulação utilizado na empresa (MagmaSoft), visando a sua parametrização, para aumentar a sua contribuição ou, então, considerar a sua substituição por outro mais adequado a este método de fundição.

Capítulo 7 - Referências bibliográficas

- [1] A. S. M. I. H. Committee, *ASM Handbook Metals Handbook V. 15: Casting* vol. 15: ASM INT, 1992.
- [2] R. Prasad, *Progress in Investment Castings*, 2012.
- [3] T. A. C. f. a. E.-E. Economy. (1980, 5 junho). *ACEEE-American Council for an Energy-Efficient Economy* Available: <http://aceee.org/>
- [4] T. I. O. o. M. V. Manufacturers. (1919, 30 maio). *OICA*. Available: <http://www.oica.net/>
- [5] Z. Comandita. (1991, 15 abril). *ZOLLERN* Available: <http://www.zollern.de/pt.html>
- [6] Z. Comandita, "Production unit of the Investment Casting Division," 2015.
- [7] Inegi. (2014) OPERAÇÃO DE AUMENTO DO PATRIMÓNIO ASSOCIATIVO. *Ineginotícias*. 2. Available: http://www.inegi.up.pt/publicacoes/boletim/pdf/39_bi_38.pdf
- [8] T. N. Ltd. (1981, 10 junho). *BorgWarner Turbochargers*. Available: <http://www.turbochargersnz.com/turbochargers-gallery/album/borgwarner-turbochargers>
- [9] B. T. Systems. (15 junho). *Princípios da turboalimentação*. Available: <http://www.turbos.bwauto.com/pt/products/turbochargerPrinciples.aspx>
- [10] B. T. Systems. (16 junho). *História da turboalimentação por gás de escape*.
- [11] G. b. Honeywell. (1936, 19 junho). *How a Turbo System Works*. Available: <http://www.turbobygarrett.com/turbobygarrett/basic>
- [12] G. b. Honeywell. (25 junho). *How does a Wastegate work*.
- [13] D. F. F. H. D. L. Timothy. *Characterization and Correction of Casting Defects. TechForm - Advanced Casting Technology*.
- [14] Zollern, "Feinguss Zollern Giessereitechnik," Zollern-Gruppe, Ed., ed, p. 5.
- [15] J. N. M. Gomes, "Desenvolvimento de um equipamento para soldadura automática de cera - Zollern & comandita Portugal," Tese de Mestrado, Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2013.

- [16] AFS. (4 novembro). *Investment Casting FAQs*. Available: <http://www.afsinc.org/about/content.cfm?ItemNumber=6904>
- [17] J. R. Davis, A. S. f. Metals, and A. I. H. Committee, *Nondestructive Evaluation and Quality Control* vol. 17: ASM International, 1989.
- [18] Metalopédia. (1986, 31 maio). *Defeitos de Fundição*.
- [19] R. C. Tremarin, "Influência da adição de aluminato de cobalto na lama de zirconita do processo de fundição de precisão," 2011.
- [20] H. Santos, "Aços " vol. Conteúdos da disciplina Materiais Metálicos ed, 2013, pp. 1-14.
- [21] N. Institute. (30 dezembro). *Title Castings - Stainless Steel & Nickel Base*.
- [22] J. R. Davis and A. S. M. I. H. Committee, *ASM Specialty Handbook-Stainless Steels*: ASM International, 1994.
- [23] T. Materia. (2002, 26 dezembro). *Cast Stainless Steels*.
- [24] P. A. D. Barbosa, "Desenvolvimento de Aços Inoxidáveis resistentes à fluência," 2013.
- [25] A. F. P. L. C. Guedes, *Aços Inoxidáveis Austeníticos - Microestrutura e Propriedades*, 2004
- [26] J. S. S. STRUKTURO, "Hot ductility of austenite stainless steel with a solidification structure," *Materiali in tehnologije*, vol. 40, p. 129, 2006.
- [27] V. Shankar, T. Gill, S. Mannan, and S. Sundaresan, "Solidification cracking in austenitic stainless steel welds," *Sadhana*, vol. 28, pp. 359-382, 2003.
- [28] C. F. Tavares, "Influência da composição química e da espessura da peça fundida na quantidade e distribuição de ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos; ," Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2008.
- [29] C. S. Ribeiro, "Apontamentos da disciplina de Projeto ", ed, 2014.
- [30] J. A. Dantzig and M. Rappaz, *Solidification*: EFPL Press, 2009.
- [31] P. N. Rao, *Manufacturing technology* vol. 1: Tata McGraw-Hill Education, 2013.
- [32] C. t. C. Excellence, "MAGMASOFT Version 5.2," ed. MAGMA Help Contents, 2012.
- [33] S. F. Solutions. Output Criteria: Critical Fraction Solid Time [Online].

- [34] G. F. Vander Voort and A. I. H. Committee, *Metallography and Microstructures* vol. 9: ASM International, 2004.
- [35] D. A. E. a. T. A. C. Katherine B. Small, "Guide To Etching Specialty Alloys," *Advanced Materials & Processes*, 2008.
- [36] C. Sá, "Title," unpublished|.
- [37] A. H. Committee, *Metals Handbook: Irons and Steels. Properties and selection*: American Society for Metals., 1978.
- [38] J. Vitek and S. David, "The sigma phase transformation in austenitic stainless steels," *welding Journal*, vol. 65, pp. 106s-111s, 1986.
- [39] P. Marshall, *Austenitic Stainless Steels: Microstructure and Mechanical Properties*: Springer, 1984.
- [40] J. Campbell, *Castings-The New Metallurgy of Cast Metals*: Elsevier Science, 2003.
- [41] J. Campbell, *Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*: Elsevier Science, 2015.
- [42] R. Rajkolhe and J. Khan, "Defects, Causes and Their Remedies in Casting Process: A Review," *International Journal of Research in Advent Technology*, vol. 2, pp. 2321-963, 2014.
- [43] P. A. Tipler, G. Mosca, F. R. da Silva, and G. M. R. Viera, *Mecânica, oscilações e ondas, termodinâmica*: LTC Editora, 2006.
- [44] W. H. Warnes. (2006). *Homework Set Three*.
- [45] R. Randolph. (30 junho). *Defect Analysis*.

Anexos

Anexo A. Informação complementar de apoio à Síntese do estado de arte

Anexo B. Informação complementar de apoio ao Diagnóstico do problema

Anexo B1. Constatação do problema

Anexo B2. Identificação de Sintomas

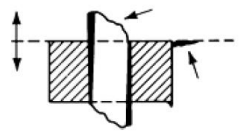
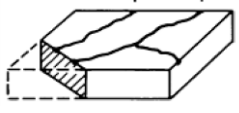
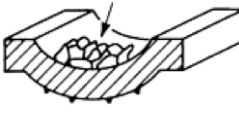
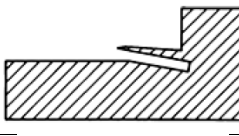
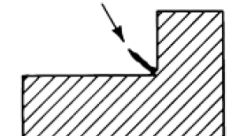

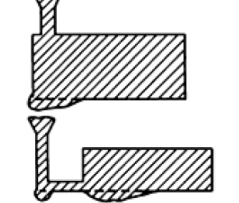
Anexo C. Relatório de ensaio DSC

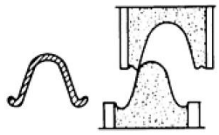

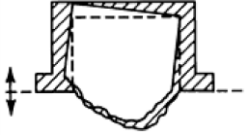
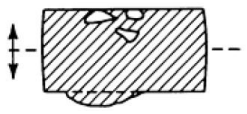

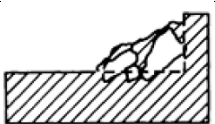
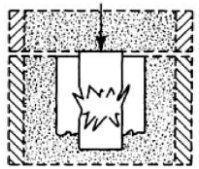
Anexo D. Informação complementar de apoio à Abordagem de resolução

ANEXO A

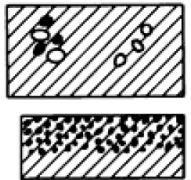
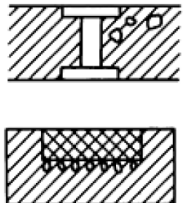
Informação complementar de apoio à Síntese do estado de arte


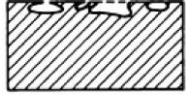
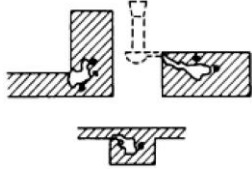
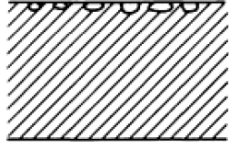
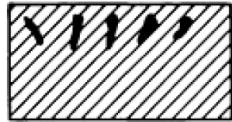
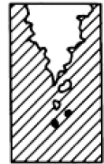
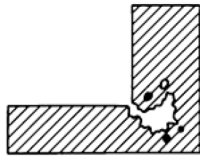
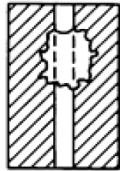

Tabela 1.A - Classificação internacional dos principais defeitos de fundição (adaptado de [1]).

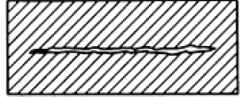
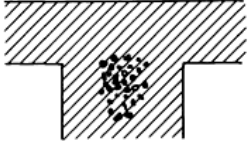
No.	Description	Common name	Sketch
Metallic Projections			
A 100:	Metallic projections in the form fins or flash		
A 110:	Metallic projections in the form of fins (or flash) without change in principal casting dimensions.		
A 111	Thin fins (or flash) at the parting line or at core prints	Joint flash or fins	
A 112	Projections in the form of veins on the casting surface	Veining or Finning	
A 113	Network of projections on the surface of die castings	Heat-checked die	
A 114(a)	Thin projection parallel to a casting surface, in re-entrant angles	Fillet scab	
A 115	Thin metallic projection located at a re-entrant angle and dividing the angle in two parts	Fillet vien	
A 120:	Metallic projection in the form of fins with changes in principal casting dimensions		
A 123(a)	Formation of fins in planes related to direction of mold assembly (precision casting with waste pattern); principal casting dimensions change	Cracked or broken mold	
A 200:	Massive projections		
A 210:	Swells		
A 212(a)	Excess metal in the vicinity of the gate or beneath the sprue	Erosion, cut, or wash	

A 213^(a)	Metal projections in the form of elongated areas in the direction of mold assembly	Crush	
A 220:	Projections with rough surfaces		
A 221^(a)	Projections with rough surfaces on the cope surface of the casting	Mold drop or sticker	
A 222^(a)	Projections with rough surfaces on the drag surface of the casting (massive projections)	Raised core or mold element cutoff	
A 223^(a)	Projections with rough surfaces on the drag surface of the casting (in dispersed areas)	Raised sand	
A 224^(a)	Projections with rough surfaces on other parts of the casting	Mold drop	
A 225^(a)	Projections with rough surfaces over extensive areas of the casting	Corner scab	
A 226^(a)	Projections with rough surfaces in an area formed by a core	Broken or crushed core	

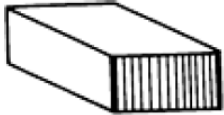
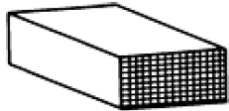
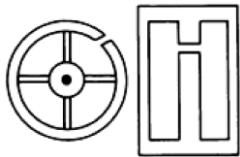
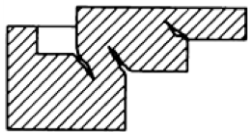
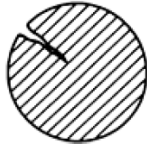
Cavities

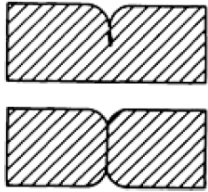
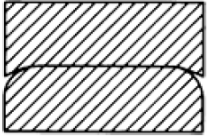
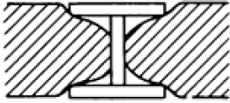
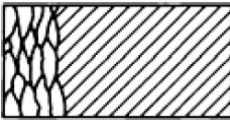

B 100:	Cavities with generally rounded, smooth walls perceptible to the naked eye (blowholes, pinholes)		
B 110:	Class B 100 cavities internal to the casting, not extending to the surface, discernible only by special methods, machining, or fracture of the casting		
B 111^(a)	Internal, rounded cavities, usually smooth-walled, of varied size, isolated or grouped irregularly in all areas of the casting	Blowholes, pinholes	
B 112^(a)	As above, but limited to the vicinity of metallic pieces placed in the mold (chills, inserts, chaplets, etc.)	Blowholes, adjacent to inserts, chills, chaplets, etc.	

B 113^(a)	Like B 111, but accompanied by slag inclusions (G 122)	Slag blowholes	
B 120:	Class B 100 cavities located at or near the casting surface, largely exposed or at least connected with the exterior		
B 121^(a)	Exposed cavities of various sizes, isolated or grouped, usually at or near the surface, with shiny walls	Surface or subsurface blowholes	
B 122^(a)	Exposed cavities, in re-entrant angles of the casting, often extending deeply within	Corner blowholes, draws	
B 123	Fine prosity (cavities) at the casting surface, appearing over more or less extended areas	Surface pinholes	
B 124^(a)	Small, narrow cavities in the form of cracks, appearing on the faces or along edges, generally only after machining	Dispersed shrinkage	
B 200:	Cavities with generally rough walls, shrinkage		
B 210:	Open cavity of Class B 200, sometimes penetrating deeply into the casting		
B 211^(a)	Open, funnel-shaped cavity; wall usually covered with dendrites	Open or external shrinkage	
B 212^(a)	Open, Sharp-edged cavity in fillets of thick castings or at gate locations	Comer or fillet shrinkage	
B 213^(a)	Open cavity extending from a core	Core shrinkage	
B 220:	Class B 200 cavity located completely internal to the casting		
B 221^(a)	Internal, irregularly shaped cavity; wall often dendritic	Internal or blind shrinkage	

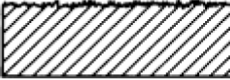
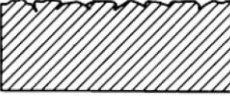
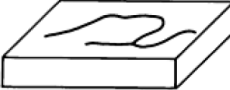

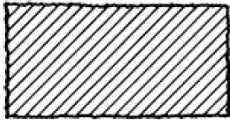
B 222(a)	Internal cavity or porous area along central axis	Centerline or axial shrinkage	
B 300:	Porous structures caused by numerous small cavities		
B 310:	Cavities according to B 300, scarcely perceptible to the naked eye		
B 311(a)	Dispersed, spongy dendritic shrinkage within walls of casting; barely perceptible to the naked eye	Macro- or micro-shrinkage, shrinkage porosity, leakers	

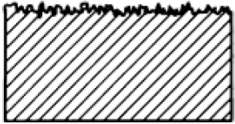
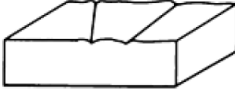

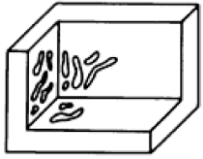

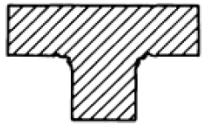


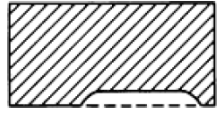
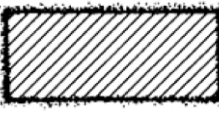
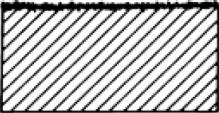
Discontinuities

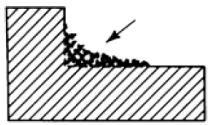
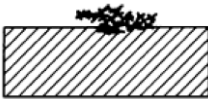
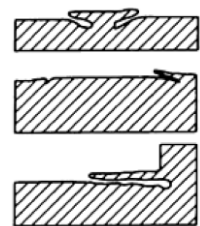
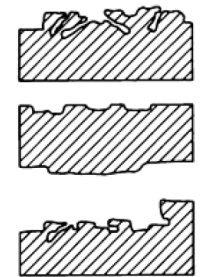
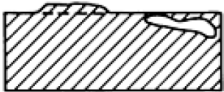
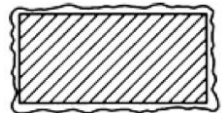
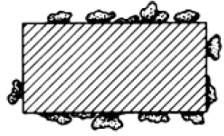
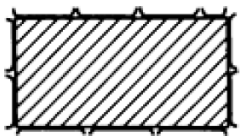
C 100:	Discontinuities, generally at intersections, caused by mechanical effects (rupture)		
C 110:	Normal cracking		
C 111(a)	Normal fracture appearance, sometimes with adjacent indentation marks	Breakage (cold)	
C 120:	Cracking with oxidation		
C 121(a)	Fracture surface oxidized completely around edges	Hot cracking	
C 200:	Discontinuities caused by internal tension and restraints to contraction (cracks and tears)		
C 210:	Cold cracking or tearing		
C 211(a)	Discontinuities with squared edges in areas susceptible to tensile stresses during cooling; surface not oxidized	Cold tearing	
C 220:	Hot cracking and tearing		
C 221(a)	Irregularly shaped discontinuities in areas susceptible to tension; oxidized fracture surface showing dendritic pattern	Hot tearing	
C 222(a)	Rupture after complete solidification, either during cooling or heat treatment	Quench cracking	
C 300:	Discontinuities caused by lack of fusion (cold shuts); edges generally rounded, indicating poor contact between various metal streams during filling of the mold		
C 310:	Lack of complete fusion in the last portion of the casting to fill		

C 311^(a)	Complete or partial separation of casting wall, often in a vertical plane	Cold shut or cold lap	
C 320:	Lack of fusion between two parts of casting		
C 321^(a)	Separation of the casting in a horizontal plane	Interrupted pour	
C 330:	Lack of fusion around chaplets, internal chill, and inserts		
C 331^(a)	Local discontinuity in vicinity of metallic insert	Chaplet or insert cold shut, unfused chaplet	
C 400:	Discontinuities caused by metallurgical defects		
C 410:	Separation along grain boundaries		
C 411^(a)	Separation along grain boundaries of primary crystallization	Conchoidal or "rock candy" fracture	
C 412^(a)	Network of cracks over entire cross section	Intergranular corrosion	

Defective Surface

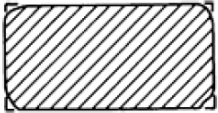
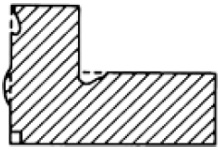
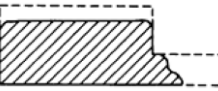
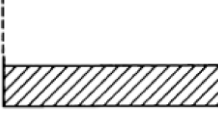


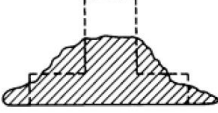
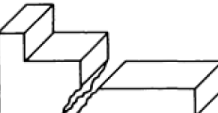

D 100:	Casting surface irregularities		
D 110:	Fold markings on the skin of the casting		
D 111	Fold markings over rather large areas of the casting	Surface folds, gas runs	
D 112	Surface shows a network of jagged folds or wrinkles (ductile iron)	Cope defect, elephant skin, laps	
D 113	Wavy fold markings without discontinuities; edges of folds at same level, casting surface is smooth	Seams or scars	
D 114	Casting surface markings showing direction of liquid metal flow (light alloys)	Flow marks	
D 120:	Surface roughness		
D 121	Depth of surface roughness is approximately that of the dimensions of the sand grains	Rough casting surface	

D 122	Depth of surface roughness is greater than of the sand grain dimensions	Severe roughness, high pressure molding defect	
D 130:	Grooves on the casting surface		
D 131	Grooves of various lengths, often branched, with smooth bottoms and edges	Buckle	
D 132	Grooves up to 5.1 mm (0.2 in.) in depth, one edge forming a fold which more or less completely covers the groove	Rat tail	
D 133	Irregularly distributed depressions of various dimensions extending over the casting surface, usually along the path of metal flow (cast steel)	Flow marks, crow's feet	
D 134	Casting surface entirely pitted or pock-marked	Orange peel, metal mold reaction, alligator skin	
D 135	Grooves and roughness in the vicinity of re-entrant angles on die castings	Soldering, die erosion	
D 140:	Depressions in the casting surface		
D 141	Casting surface depressions in the vicinity of a hot spot	Sink marks, draw or suck-in	
D 142	Small, superficial cavities in the form of droplets or shallow spots, generally gray-green in color	Slag inclusions	
D 200:	Serious surface defects		
D 210:	Deep indentation of the casting surface		
D 211	Deep indentation, often over large area of drag half of casting	Push-up, clamp-off	
D 220:	Adherence of sand, more or less vitrified		
D 221	Sand layer strongly adhering to the casting surface	Burn on	
D 222	Very adherent layer of partially fused sand	Burn In	

D 223	Conglomeration of strongly adhering sand and metal at the hottest points of the casting (re-entrant angles and cores)	Metal penetration	
D 224	Fragment of mold material embedded in casting surface	Dip coat spall, scab	
D 230:	Plate-like metallic projections with rough surfaces, usually parallel to casting surface		
D 231^(a)	Plate-like metallic projections with rough surface parallel to casting surface; removable by burr or chisel	Scabs, expansion scabs	
D 232^(a)	As above, but impossible to eliminate except by machining or grinding	Cope spall, boil scab, erosion scab	
D 233^(a)	Flat, metallic projections on the casting where mold or core washes or dressings are used	Blacking scab, wash scab	
D 240:	Oxides adhering after heat treatment (annealing, tempering, malleablizing) by decarburization		
D 241	Adherence of oxide after annealing	Oxide scale	
D 242	Adherence of ore after malleablizing (white heart malleable)	Adherent packing	
D 243	Scaling after anneal	Scaling	

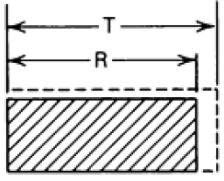
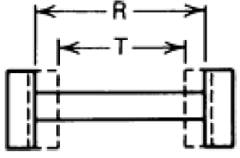
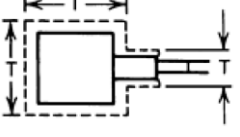
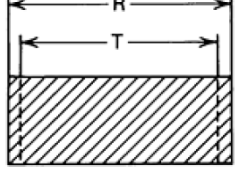
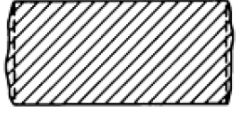

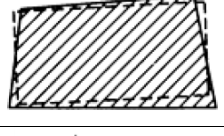
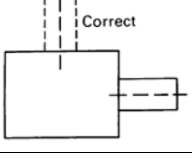


Incomplete Casting

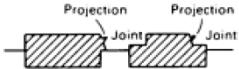

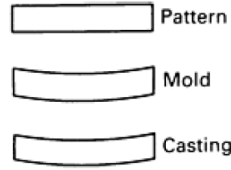
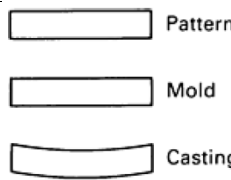

E 100:	Missing portion of casting (no fracture)
E 110:	Superficial variation from pattern shape

E 111	Casting is essentially complete except for more or less rounded edges and comers	Misrun	
E 112	Deformed edges or contours due to poor mold repair or careless application of wash coatings	Defective coating (teardropping) or poor mold repair	
E 120:	Serious variations from pattern shape		
E 121	Casting incomplete due to premature solidification	Misrun	
E 122	Casting incomplete due to insuficiente metal poured	Poured short	
E 123	Casting incomplete due to loss of metal from mold after pouring	Rumout	
E 124	Significant lack of material due to excessive shot-blasting	Excessive cleaning	
E 125	Casting partially melted or seriously deformed during annealing	Fusion or melthing during	
E 200:	Missing portion of casting (with fracture)		
E 210:	Fractured casting		
E 211	Casting broken, large piece missing; fractured surface not oxidized	Fractured casting	
E 220:	Piece broken from casting		
E 221	Fracture dimensions correspond to those of gates, vents, etc.	Broken casting (at gate, riser, or vent)	
E 230:	Fractured castig with oxidized fracture		
E 231	Fracture appearance indicates exposure to oxidation while hot	Early shakeout	-

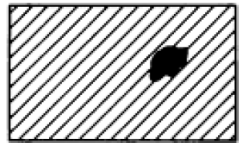
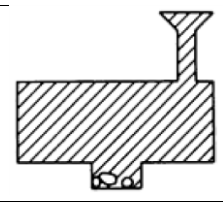
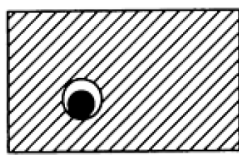
Incorrect Dimensions or Shape

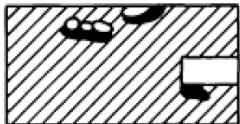

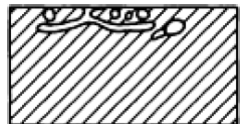
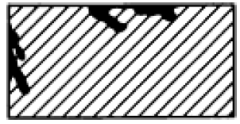
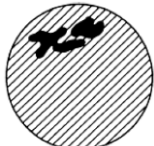

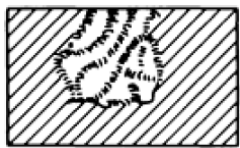
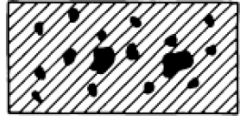
F 100:	Incorrect dimensions; correct shape		
F 110:	All casting dimensions incorrect		

F 111	All casting dimensions incorrect in the same proportions	Improper shrinkage allowance	
F 120:	Certain casting dimensions incorrect		
F 121	Distance too great between extended projections	Hindered contraction	
F 122	Certain dimensions inexact	Irregular contraction	
F 123	Dimensions too great in the direction of rapping of pattern	Excess rapping of pattern	
F 125	Excessive metal thickness at irregular locations on casting exterior	Soft or insufficient ramming, mold-wall movement	
F 126	Thin casting walls over general area, especially on horizontal	Distorted casting	
F 200:	Casting shape incorrect overall or in certain locations		
F 210:	Pattern incorrect		
F 211	Casting does not conform to the drawing shape in some or many respects; same is true of pattern	Pattern error	
F 212	Casting shape is different from drawing in a particular area; pattern is correct	Pattern mounting error	
F 220:	Shift or Mismatch		
F 221	Casting appears to have been subjected to a shearing action in the plane of the parting line	Shift	
F 222	Variation in shape of an internal casting cavity along the parting line of the core	Shifted core	

F 223	Irregular projections on vertical surfaces, generally on one side only in the vicinity of the parting line	Ramoff, ramaway	
F 230:	Deformations from correct shape		
F 301	Deformation with respect to drawing proportional for casting mold, and pattern	Deformed pattern	
F 232	Deformation with respect to drawing proportional for casting and mold; pattern conforms to drawing	Deforms mold, mold creep, springback	
F 233	Casting deformed with respect to drawing; pattern and mold conform to drawing	Casting distortion	
F 234	Casting deformed with respect to drawing after storage, annealing, machining	Warped casting	

Inclusions or Structural Anomalies

G 100:	Inclusions		
G 110:	Metallic inclusions		
G 111^(a)	Metallic inclusions whose appearance, chemical analysis or structural examination show to be caused by an element foreign to the alloy	Metallic inclusions	
G 112^(a)	Metallic inclusions of the same chemical composition as the base metal; generally spherical and often coated with oxide	Cold shot	
G 113	Spherical metallic inclusions inside blowholes or other cavities or in surface depressions (see A 311). Composition approximates that of the alloy cast but nearer to that of a eutectic	Internal sweating, phosphide sweat	
G 120:	Nonmetallic inclusions; slag, dross, flux		

G 121^(a)	Nonmetallic inclusions whose appearance or analysis shows they arise from melting slags, products of metal treatment or fluxes	Slag, dross or flux inclusions, ceroxides	
G 122^(a)	Nonmetallic inclusions generally impregnated with gas and accompanied by blowholes (B 113)	Slag blowhole defect	
G 130	Nonmetallic inclusions; mold or core materials		
G 131^(a)	Sand inclusions, generally very close to the surface of the casting	Sand inclusions	
G 132^(a)	Inclusions of mold blacking or dressing, generally very close to the casting surface	Blacking or refractory coating inclusions	
G 140:	Nonmetallic inclusions; oxides and reaction products		
G 141	Clearly defined, irregular black spots on the fractured surface of ductile cast iron	Black spots	
G 142^(a)	Inclusions in the form of oxide skins, most often causing a localized seam	Oxide inclusion or skins, seams	
G 143^(a)	Folded films of graphitic luster in the wall of the casting	Lustrous carbon films, or kish tracks	
G 144	Hard inclusions in permanent molded and die cast aluminum alloys	Hard spots	

(a) Defects that under some circumstances could contribute, either directly or indirectly, to casting failures.

Adapted from *International Atlas of Casting Defects*, American Foundrymen's Society, Des Plaines, IL

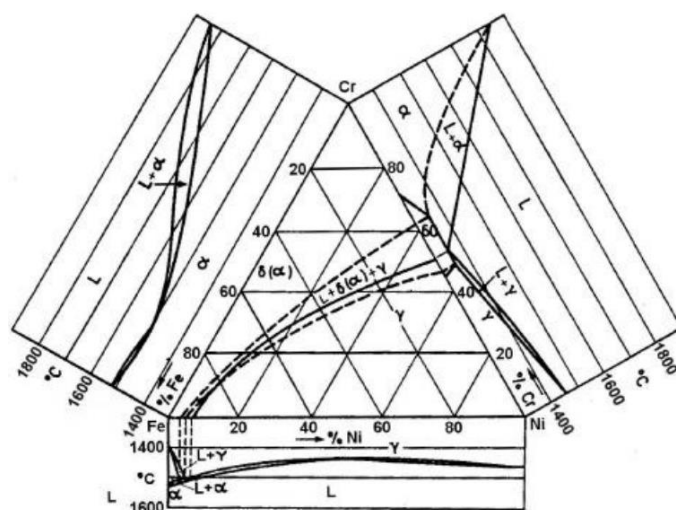


Figura 1.A - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni com os respectivos binários [27].

ANEXO B

Informação complementar de apoio ao Diagnóstico do problema

ANEXO B1 - CONSTATAÇÃO DO PROBLEMA

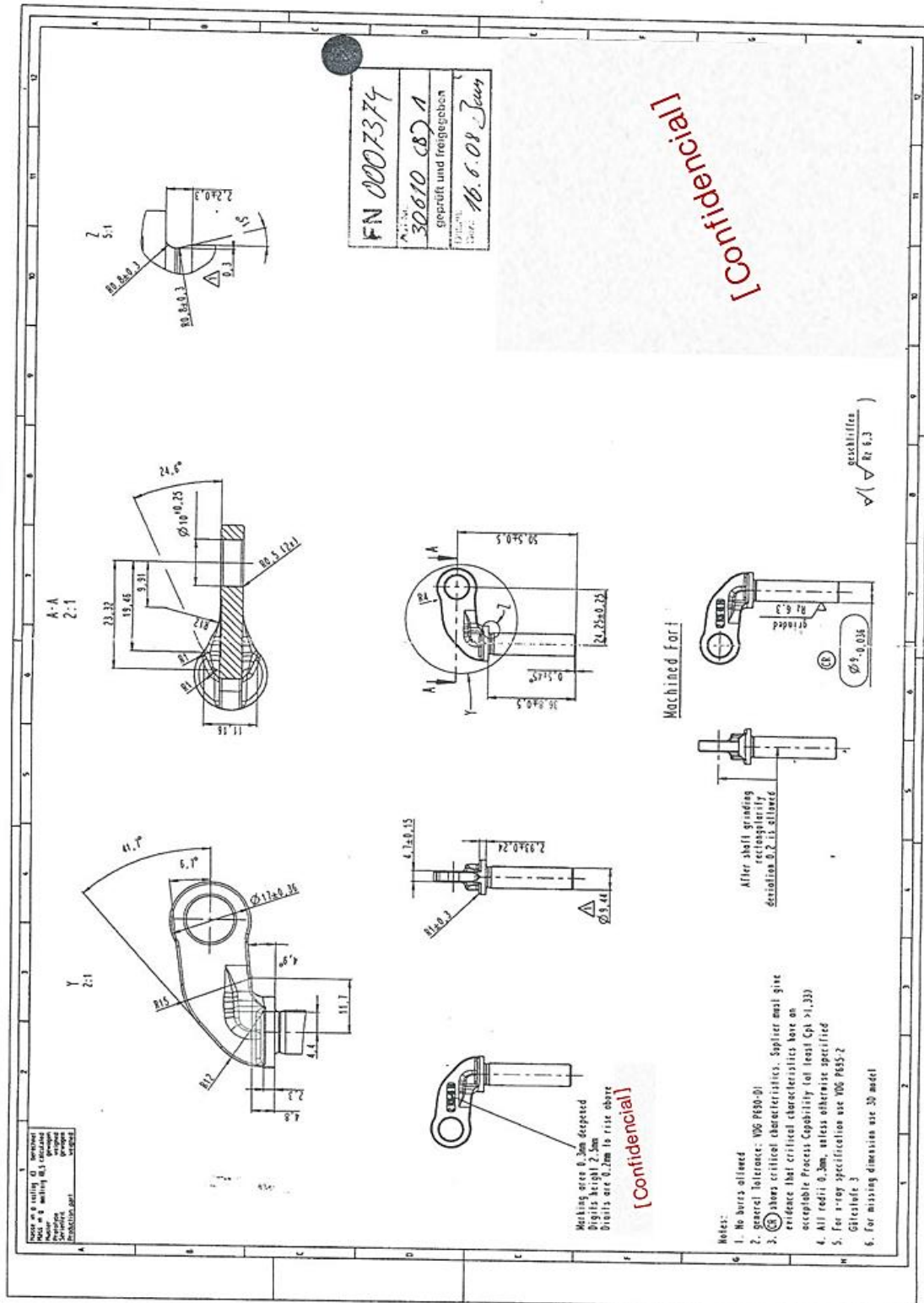


Figura 1.B1 - Folha de especificação mecânica da FN 7,374 requerida pelo cliente.

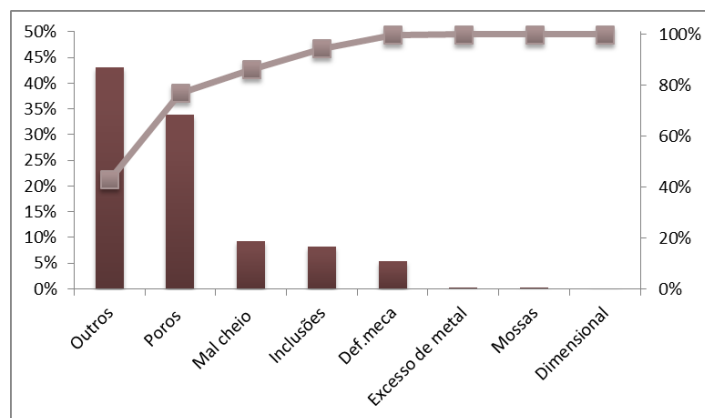
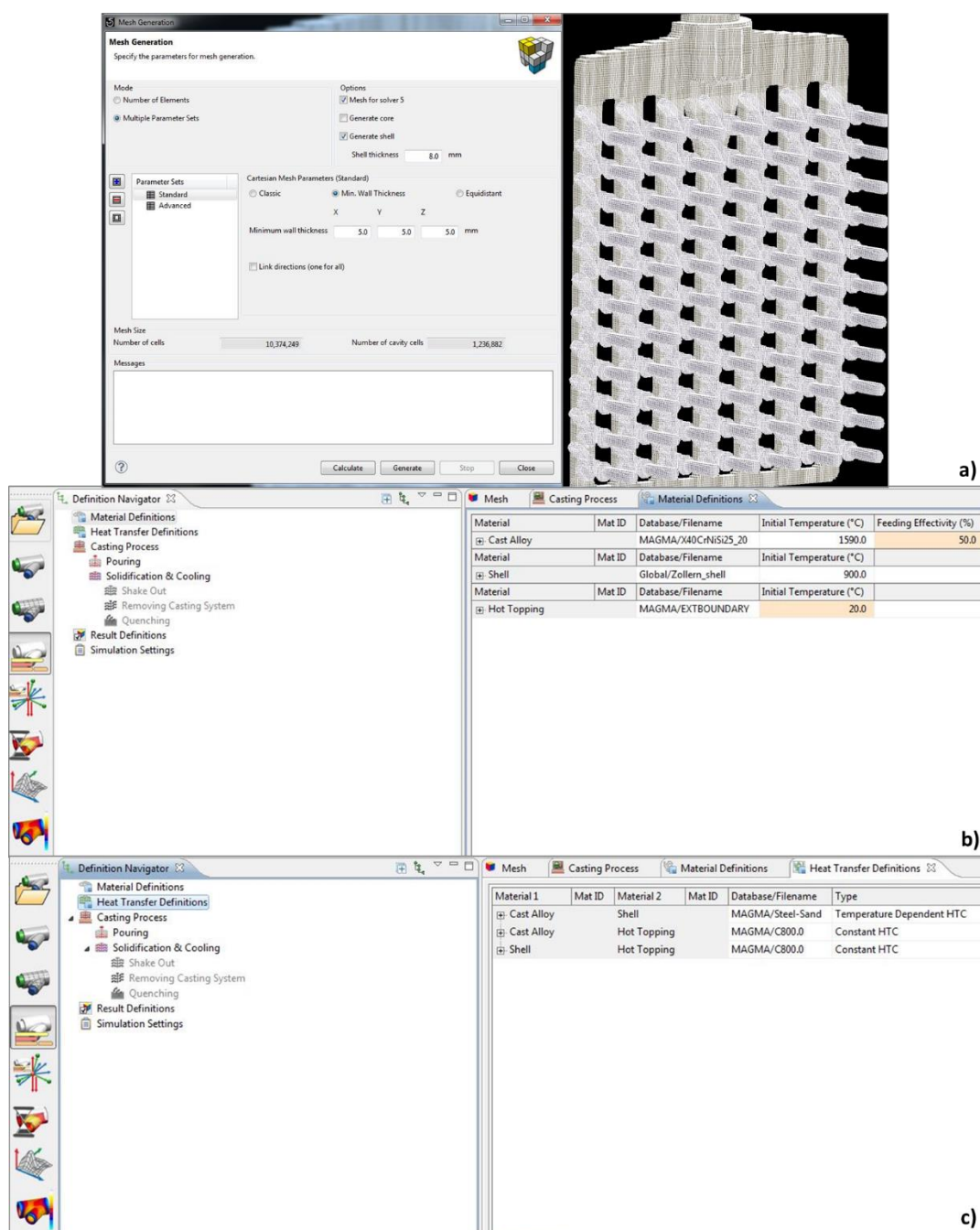


Figura 2.B1 - Ponderação dos defeitos reportados, responsáveis pelos valores de refugo referentes ao presente ano.



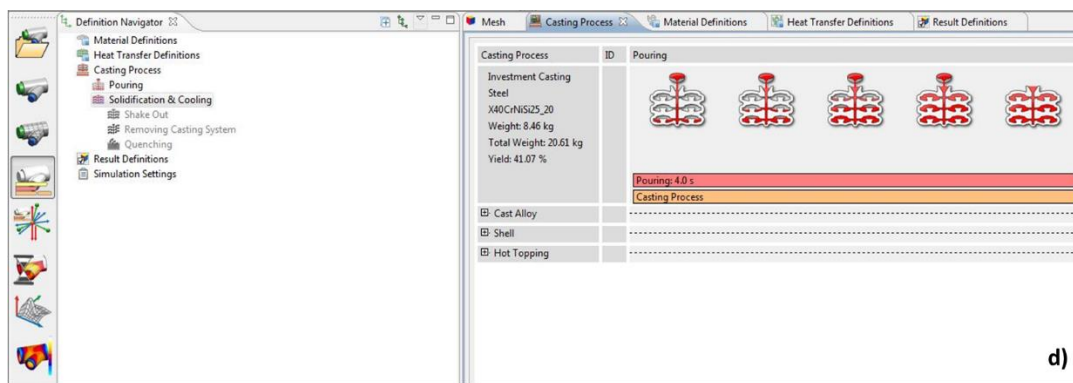


Figura 3.B1 - Parâmetros especificados para a simulação em MAGMASOFT da FN 7,374 na ZCP: a) parâmetros e perspectiva da malha gerada na Perspetiva de Malhamento; b) definições de material do fundido e da carapaça cerâmica na Perspetiva das Definições de Simulação; c) definições das transferências de calor entre o fundido e a carapaça cerâmica na Perspetiva das Definições de Simulação; d) especificações da etapa de enchimento na Perspetiva das Definições de Simulação.

ANEXO B2 – IDENTIFICAÇÃO DE SINTOMAS

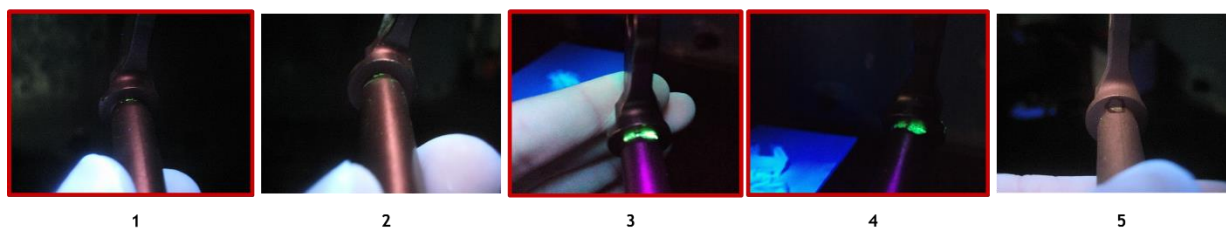
Tabela 1.B2 - Apresentação dos resultados obtidos em cada amostragem para o estudo do defeito numa O.F..

		Corte de peças	Rebarbagem		Endireitamento	
			Normais	Empenadas	Poros	Empenadas
O.F. 7760261	Entradas	100	97			27
	Fissuradas	3	66	27	4	19
O.F. 7762177	Entradas	100	100			30
	Fissuradas	0	67	30	3	7
O.F. 7762176	Entradas	100	100			43
	Fissuradas	0	51	43	6	10

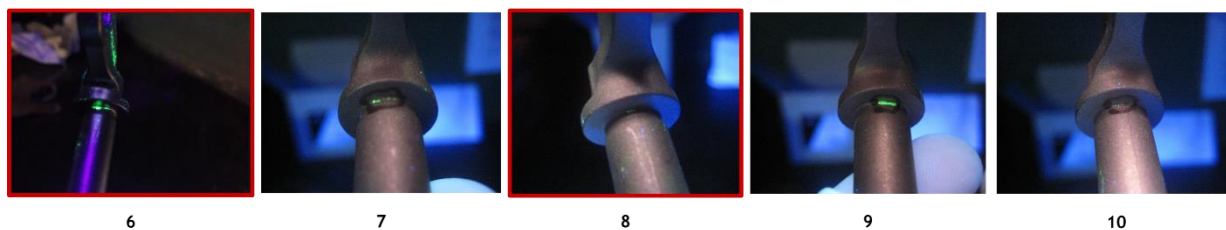
Tabela 2.B2 - Apresentação dos resultados obtidos em cada amostragem para o estudo do defeito num cacho.

		Corte de ramais	Controlo Final		
			Normais	Empenadas	Poros
O.F. 7760263	Entradas	154	132	20	2
	Fissuradas	0	6	13	0
O.F. 7762176	Entradas	154	108	44	2
	Fissuradas	0	0	21	0
O.F. 7766159	Entradas	154	130	22	2
	Fissuradas	0	0	0	0

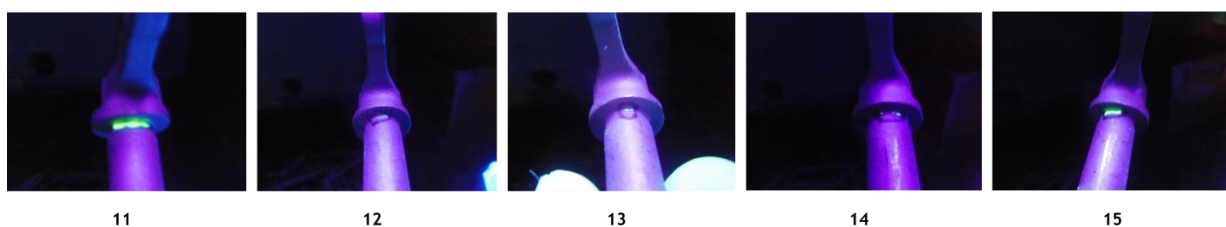
Estudo O.F.
(O.F.: 7760261)



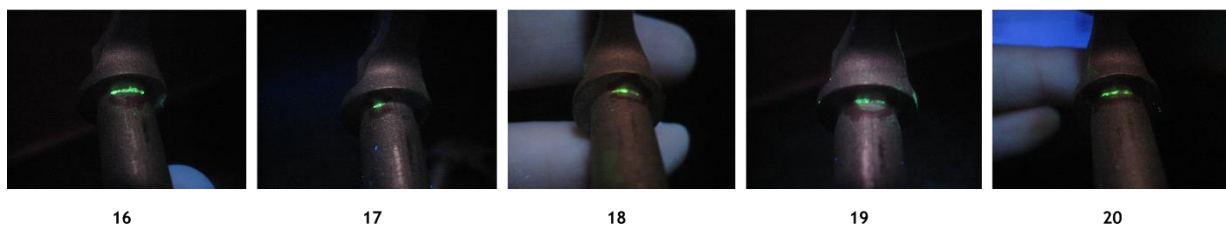
Estudo de 1 cacho
(O.F.: 7760263)



Estudo de O.F.
(O.F.: 7762177)



Estudo de O.F.
(O.F.: 7762176)



Estudo de 1 cacho.
(O.F.: 7762176)

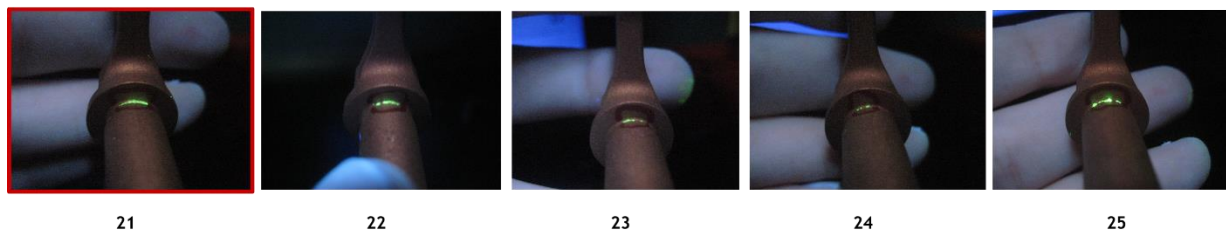


Figura 1.B2 - Resultados obtidos nos ensaios de LP, realizados numa amostragem de 25 peças para caracterização do defeito com destaque das amostras que expuseram suficientemente a fissura, após preparação metalográfica.

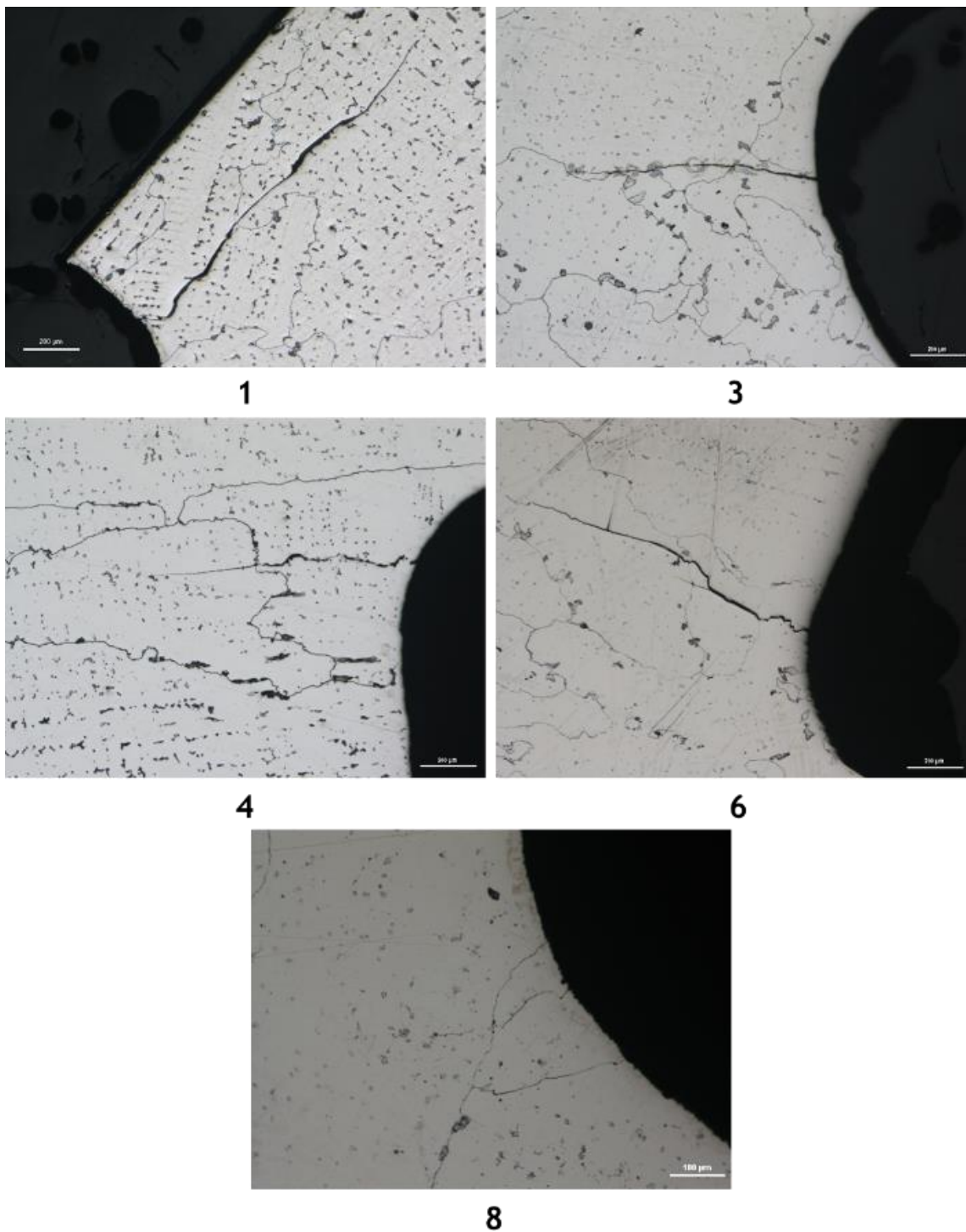


Figura 2.B2 - Exposição da fissura presente nas amostras 1,3,4,6 e 8, segundo a secção longitudinal da peça depois de realizado o microataque (Vilella's reagent).

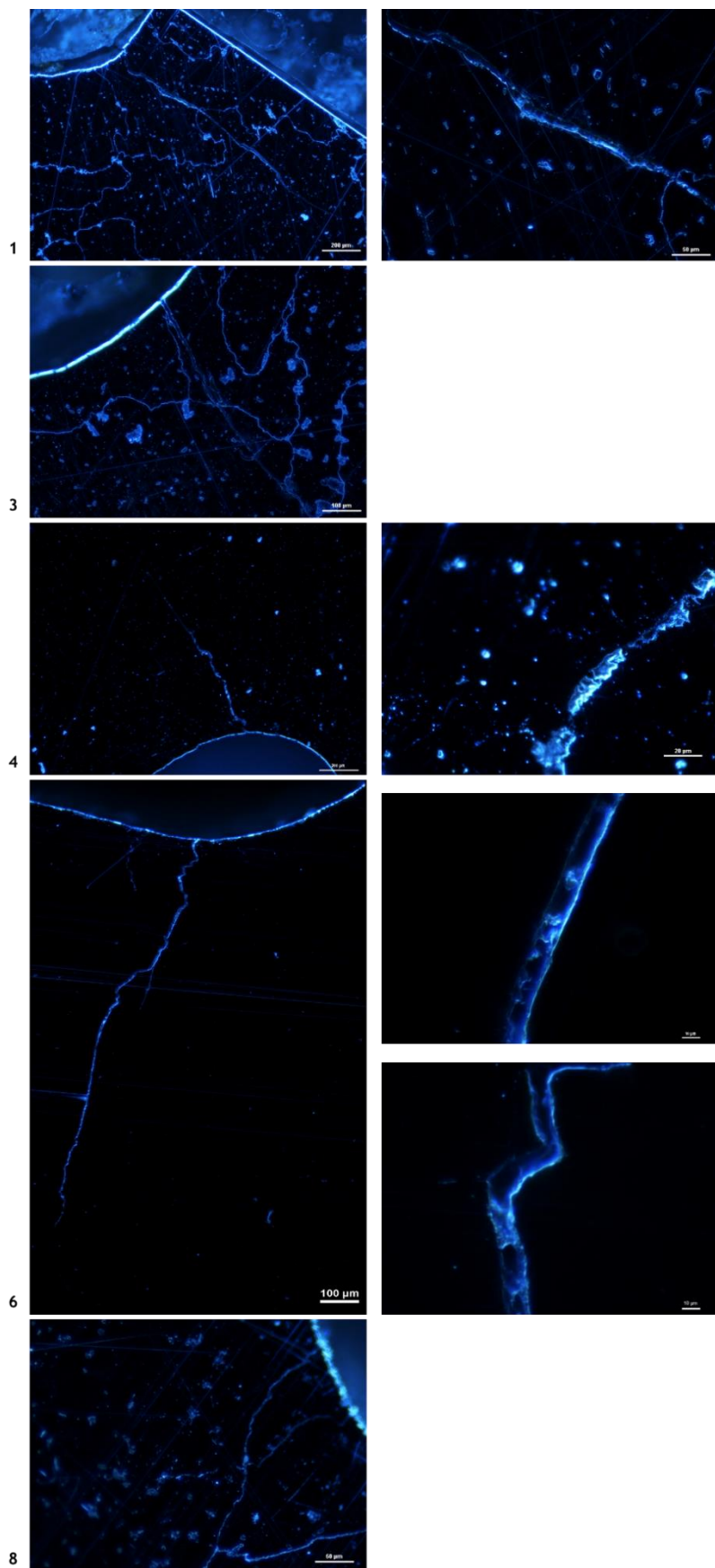


Figura 3.B2 - Exposição das fissuras presentes nas amostras 1,3,4,6 e 8 e análise dos seus conteúdos em modo DF sob iluminação ultravioleta.

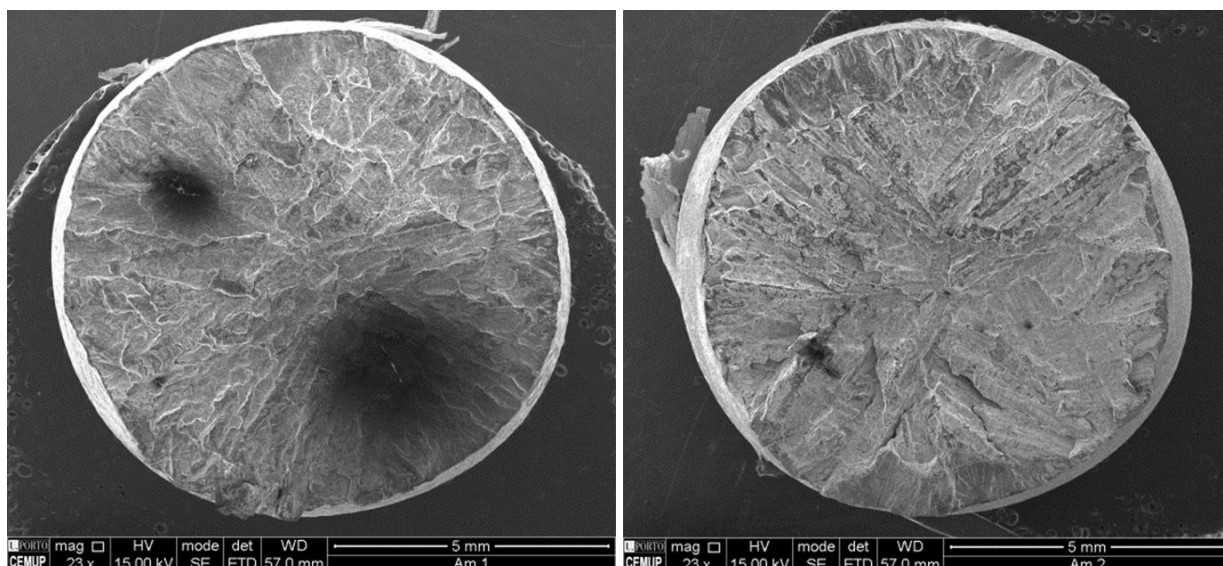


Figura 4.B2 - Superfície de fratura da Am_1 e Am_2 analisadas em SEM.

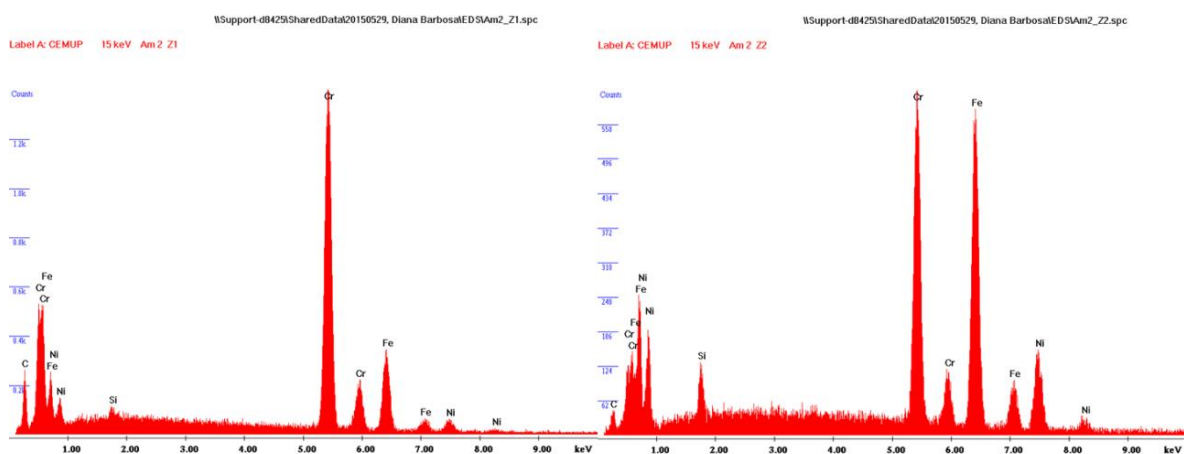
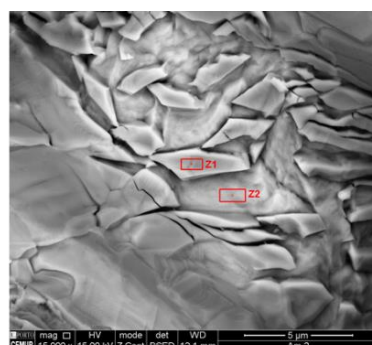


Figura 5.B2 - Resultado do ensaio de EDS efetuado sobre a amostra Am_2, para a identificação de um filme presente na superfície.

ANEXO C

Relatório de ensaio DSC

1. Objetivos e introdução

O ensaio de Calorimetria Diferencial de Varrimento (DSC) realizado teve como objetivo o estudo do fenômeno de solidificação da liga em causa, o aço GX 40 Cr Ni Si 25 20, pela análise da transição de temperaturas e entalpias no consequente estágio de arrefecimento. Nesse sentido foram realizados 2 ensaios que cumpriram os parâmetros apresentados na Tabela 1.C.

Tabela 1.C - Condições impostas nos ensaios DSC 1 e 2.

	Ensaio 1	Ensaio 2
Massa da amostra	0,1154 g	0,1479 g
Taxa de aquecimento e arrefecimento	20 °C/min	10°C/min
Temperatura máxima de ensaio	1550 °C	

2. Discussão de resultados

Os resultados obtidos estão apresentados nas Figuras 1.C e 2.C e a leitura complementar de valores referentes ao início (*onset*) e auge (*peak*) de cada reação em cada estágio (aquecimento ou arrefecimento) estão apresentados na Tabela 2.C.

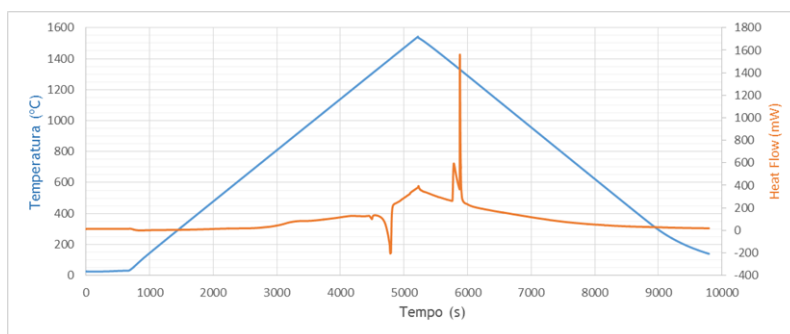


Figura 1.C - Resultados obtidos nas etapas de aquecimento e arrefecimento, relativos ao ensaio 1.

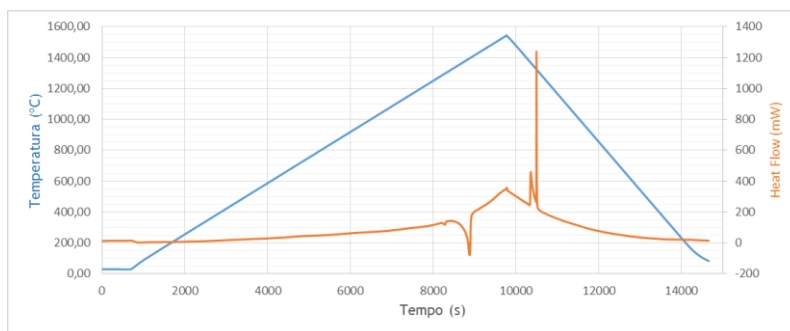


Figura 2.C - Resultados obtidos nas etapas de aquecimento e arrefecimento, relativos ao ensaio 2.

Tabela 2.C - Contraste entre os valores reais obtidos nos ensaios de DSC e os valores teóricos respetivos ao diagrama Fe-Cr-Ni.

Ensaio	Etapa	Reação	Estágio	Temperatura (°C)	Potência (mW)	Temperatura Teórica (°C)
1	Aquecimento	1º	Onset	1293	7,45	1380-1390
			Peak	1303		
		2º	Onset	1383	289,98	1420-1430
			Peak	1398		
	Arrefecimento	1º	Onset	1369	-147,41	1430-1420
			Peak	1362		
		2º	Onset	1331	-101,77	1390-1380
			Peak	1332		
2	Aquecimento	1º	Onset	1285	6,16	1380-1390
			Peak	1297		
		2º	Onset	1379	272,41	1420-1430
			Peak	1396		
	Arrefecimento	1º	Onset	1373	-131,11	1430-1420
			Peak	1367		
		2º	Onset	1325	-78,13	1390-1380
			Peak	1325		

Pela representação gráfica é possível evidenciar no aquecimento/arrefecimento dois picos relativos a duas reações endotérmicas/exotérmicas distintas com diferentes entalpias de transformação associadas. Pode por isso avançar-se que, a dedução da liga como um aço inoxidável austenítico, adiantada pela bibliografia, é válida, mas existe contudo, a precipitação de uma segunda fase.

Complementarmente, é possível ainda comparar os resultados obtidos com o início de solidificação e de fusão prevista pelo diagrama Fe-Cr-Ni. A diferença notória entre valores obtidos e valores apresentados na bibliografia é reflexo da variação de composição química entre a liga, que não se cinge apenas aos elementos Fe Cr e Ni e, à diferença da velocidade de aquecimento/arrefecimento imposta, relativamente à associada às condições de equilíbrio.

Atendendo, por exemplo, ao arrefecimento, na solidificação, taxas mais rápidas do que a taxa associada às condições de equilíbrio, não facilitam os fenómenos de difusão, promovendo, temperaturas de reação abaixo das temperaturas ditadas pelo diagrama. Com os ensaios realizados a diferentes taxas de aquecimento/arrefecimento é possível inferir que a variação de 10°C entre taxas impostas não se traduzem numa considerável variação de temperaturas de reação.

3. Bibliografia consultada

D. R. F. West, N. Saunders, and I. o. Materials, Ternary Phase Diagrams in Materials Science: Maney for the Institute of Materials, 2002.

ANEXO D

Informação complementar de apoio à Abordagem de resolução

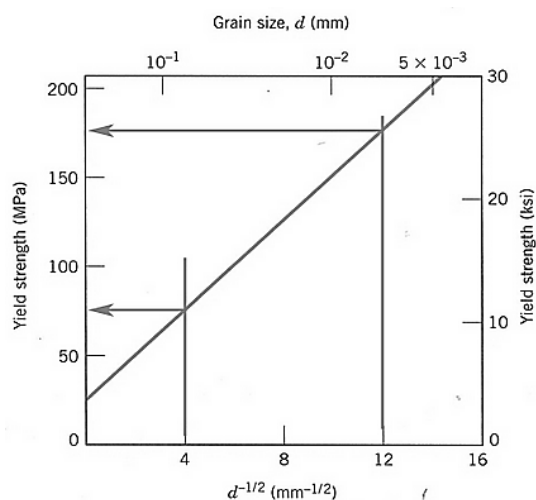


Figura 1.D - Gráfico que relaciona a tensão de cedência com o tamanho de grão, segundo a lei de Hall Petch [44].



Figura 2.D - (à esquerda) Ataque atualmente empregue pela ZCP na produção da FN 7,374; (à direita) proposta de ataque a empregar pela ZCP na produção da FN 7,374.

Tabela 1.D - Apresentação dos resultados obtidos em cada amostragem para o estudo do efeito da redução da solicitação mecânica na problemática de fissuração.

		Corte de ramais	Controlo Final		
			Normais	Empenadas	Poros
O.F. 7766160	Entradas	154	127	25	2
	Fissuradas	-	0	0	0
	Entradas	154	101	30	23
	Fissuradas	-	0	0	0
	Entradas	154	124	29	1
	Fissuradas	-	0	1	0

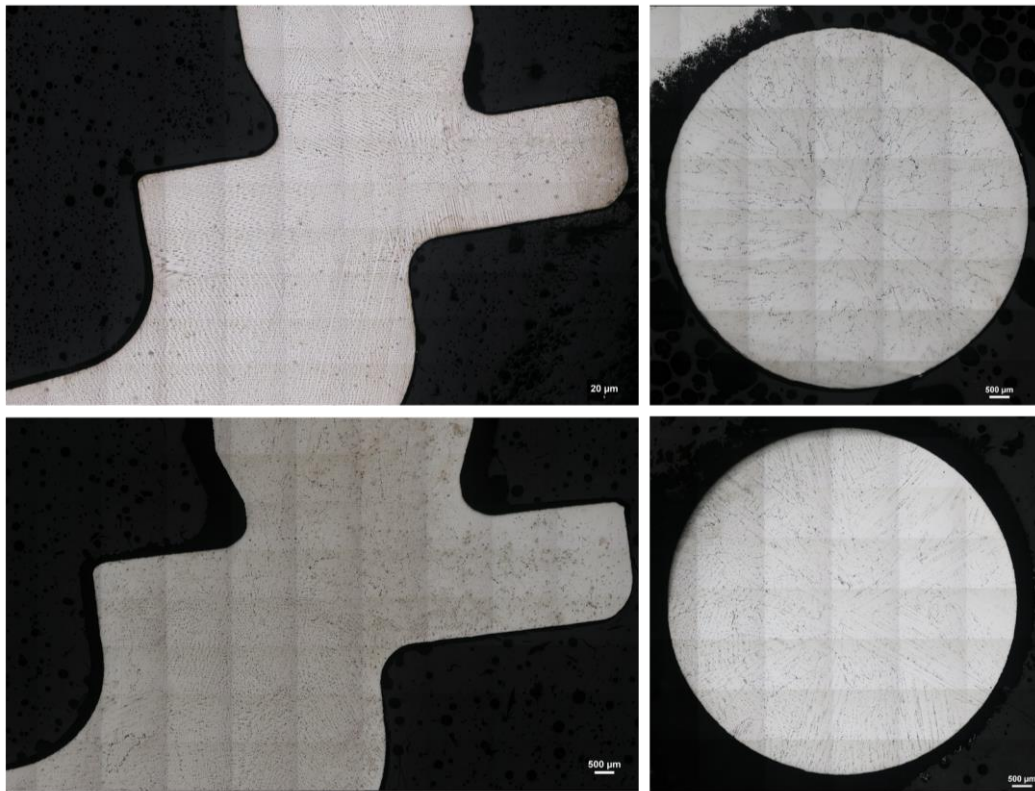


Figura 3.D - Microestruturas reveladas pelo microataque *Villela's reagent* de quatro amostras distintas de produção normal (5 bar): (à esquerda) segundo a secção longitudinal da peça; (à direita) segundo a secção transversal da peça.

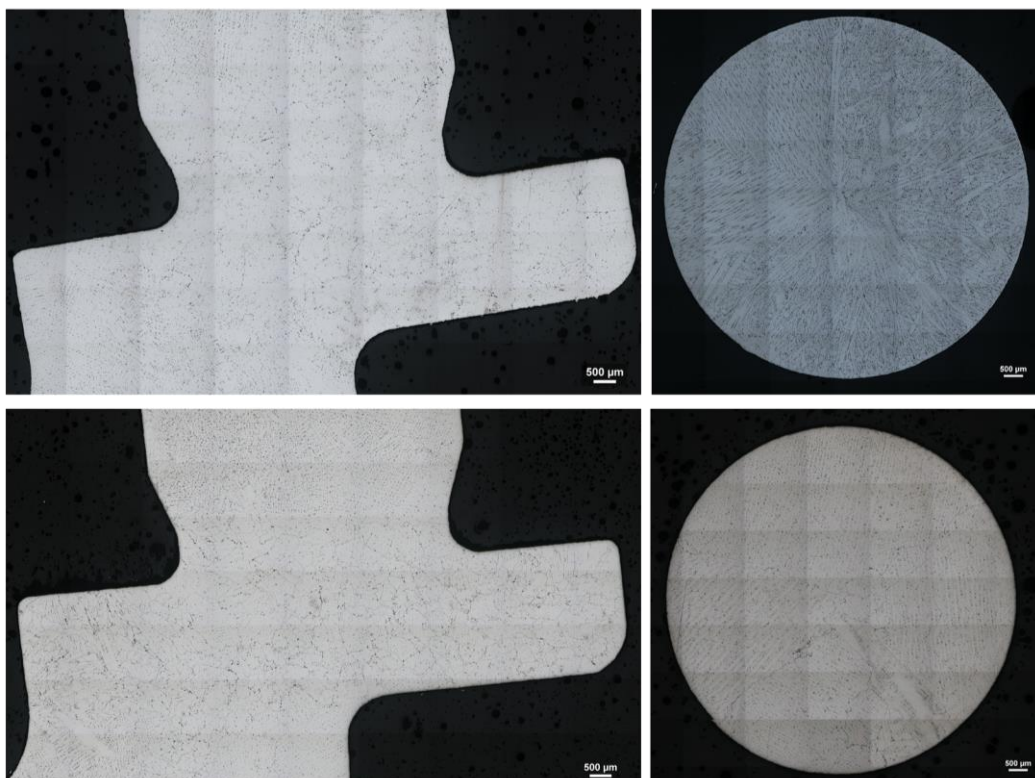


Figura 4.D - Microestruturas reveladas pelo microataque *Villela's reagent* de quatro amostras distintas com adição de inoculante: (à esquerda) segundo a secção longitudinal da peça; (à direita) segundo a secção transversal da peça.

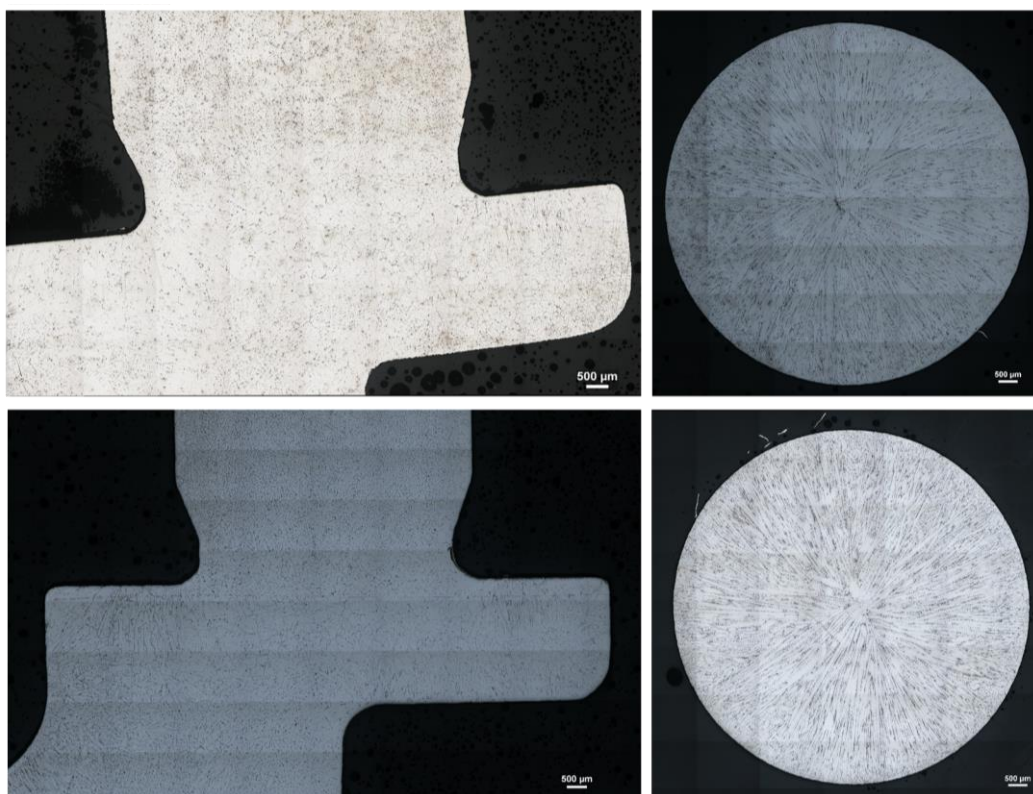


Figura 5.D - Microestruturas reveladas pelo microataque *Villela's reagent* de quatro amostras distintas cuja primeira camada é *Banho de Cobalto*: (à esquerda) segundo a secção longitudinal da peça; (à direita) segundo a secção transversal da peça.